

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**FERRAMENTAS DE TORNEAMENTO DE AÇO RÁPIDO SINTERIZADO
E AÇOS RÁPIDOS CONVENCIONAIS:
ANÁLISE DE PROPRIEDADES**

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA
CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM
ENGENHARIA MECÂNICA

ROMÁRIO SILVA SANTOS

FLORIANÓPOLIS, ABRIL DE 1999

FERRAMENTAS DE TORNEAMENTO DE AÇO RÁPIDO SINTERIZADO E
AÇOS RÁPIDOS CONVENCIONAIS: ANÁLISE DE PROPRIEDADES

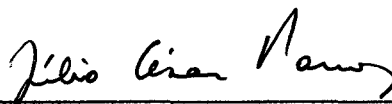
ROMÁRIO SILVA SANTOS

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO
DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA.

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO
FABRICAÇÃO, APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO CURSO DE PÓS-
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA.



Prof. Lourival Boehs, Dr. Eng.
Orientador



Prof. Júlio César Passos, Dr.
Coordenador

BANCA EXAMINADORA



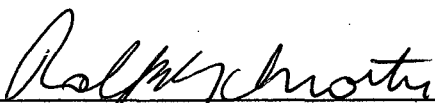
Prof.^a Ingeborg Kühn Arroyo, Dr.^a Eng.^a



Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, DSc.



Prof. Francisco Ambrozio Filho, Dr. Eng.



Prof. Rolf Bertrand Schroeter, Dr. Eng.

“Talvez não tenhamos conseguido fazer o melhor,
Mas lutamos para que o melhor fosse feito
Não somos o que deveríamos ser,...
Mas graças a Deus, não somos o que éramos”

Martin Luther King.

À minha mãe
Maria do Rosário,
meu irmão
Raul,
minha esposa
Rubenita,
e à minha filha
Ruanita

AGRADECIMENTOS

A Deus todo poderoso que me deu forças e saúde para vencer mais um desafio da minha vida.

À minha amada Mãe, pela compreensão, formação e carinho em todos os momentos de minha vida e que, certamente sem esse apoio, não concluiria mais esta etapa.

Ao meu querido irmão de sangue Raul Silva Santos pela tranquilidade familiar que sempre nos uniu e nos unirá.

À minha amada esposa Rubenita da Silva Santos pela demonstração de amor, ternura, afeto, amizade e confiança nos caminhos por nós percorridos.

Ao Prof. Lourival Boehs, pela orientação e apoio prestados, direta e indiretamente ligados a este trabalho.

Ao meu amigo Eng. Fernando de Souza Pereira, pelo apoio técnico e incentivo moral a mim dedicados.

Ao meu amigo Eng. Pesq. Delmonte N. Friedrich, pela colaboração na revisão e edição deste trabalho, como também pelo apoio técnico e moral para finalização do mesmo.

Aos bolsistas Gustavo Renê Mostiack e Fabiano Mocellin pelas suas colaborações técnicas neste trabalho.

À minha amiga Carmem Westphal pela sua hospitalidade, carinho e amizade cultivados desde os primeiros dias de minha estadia nesta cidade.

Ao meu irmão de fé Luís Carlos Melo Oliveira pela longa amizade cultivada desde os primeiros dias de nossa carreira acadêmica; e pelo seus conselhos e incentivos para iniciar este trabalho.

Ao Departamento de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade de Santa Catarina, pela disponibilidade de equipamentos de seus laboratórios.

Aos técnicos, laboratoristas e funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC, pelos serviços prestados, em especial a Valtair, Mazinho, Sérgio e Joe.

À empresa HURTH INFER, Sorocaba-SP, pela disponibilidade técnica e de equipamentos indispensáveis para a execução deste trabalho.

Ao IPEN, São Paulo-SP, e sua equipe pelo suporte técnico e fornecimento do material necessário para realização deste trabalho.

Ao CEFET-MA e a CAPES pela concessão da bolsa de estudo que viabilizou a minha estadia nesta cidade.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS	X
LISTA DE TABELAS	XVI
SIMBOLOGIA.....	XVIII
RESUMO.....	XIX
ABSTRACT.....	XX
 CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	 1
1.1 - Introdução	1
1.2 - Objetivos.....	2
 CAPITULO 2 - ESTADO DA ARTE.....	 4
2.1- Breve histórico dos aços rápidos.....	4
2.2 - Processos Utilizados na Obtenção das Ferramentas de Aços Rápidos.....	7
2.2.1 – Conformação mecânica – forjamento e laminação.....	7
2.2.2 – Fundição.....	9
2.2.3 – Metalurgia do Pó.....	9
2.3 – Efeitos dos Elementos de Liga nos Aços Rápidos.....	17
2.4 – Tratamentos Térmicos dos Aços Rápidos.....	20
2.4.1 – Panorama geral do processo de tratamento térmico.....	20
2.5 – Propriedades Mecânicas dos Aços Rápidos.....	25
2.6 – Principais Microconstituintes dos Aços Rápidos Tratados Termicamente e Seus Efeitos na Resistência ao Desgaste da Ferramenta.....	29
2.7 – Vida e Desgaste das Ferramentas de Corte.....	32

2.7.1 – Vida da ferramenta.....	31
2.7.2 – Desgaste da ferramenta.....	33
2.7.3 - Mecanismos de desgaste das ferramentas.....	35
 CAPÍTULO 3 - VANTAGENS, APLICAÇÕES E DADOS PRÁTICOS DAS FERRAMENTAS DE AÇO RÁPIDO SINTERIZADO.....	 36
3.1 – Vantagens das Ferramentas de Aço Rápido Sinterizado Sobre as Convencionais.....	36
3.2 – Aplicações dos Aços Rápidos Sinterizados em Ferramentas.....	38
3.3 – Dados práticos referentes às ferramentas de aços rápidos sinterizados.....	39
3.4 – Breve Comentário Sobre a Revisão Bibliográfica.....	55
 CAPÍTULO 4 - MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTOS DE UTILIZAÇÃO DOS MESMOS.....	 57
4.1 - Descrição dos Materiais Utilizados Para a Confeção das Ferramentas de Corte.....	57
4.2 - A Máquina-Ferramenta.....	58
4.3 - Procedimento e Equipamento Utilizado na Medição de Dureza das Ferramentas.....	60
4.4 - Procedimentos e Equipamentos Utilizados nas Medições de Desgaste das Ferramentas.....	62
4.5 - Procedimentos Para a Análise Metalográfica das Ferramentas.....	65
4.7 - Descrição do Material Usinado.....	65
 CAPÍTULO 5 - PROCEDIMENTOS ADOTADOS NOS ENSAIOS DE USINAGEM.....	 67
5.1 - Introdução.....	67
5.2 - Determinação dos Parâmetros de Usinagem.....	67
 CAPÍTULO 6 - ANÁLISE DOS RESULTADOS	 71

6.1 - Resultados Obtidos com as Ferramentas T15.....	77
6.1.1 – Resultados obtidos com as ferramentas T15 na primeira etapa dos ensaios.....	78
6.1.2 – Resultados obtidos com as ferramentas T15 na segunda etapa dos ensaios	84
6.1.3 – Resultados obtidos com as ferramentas T15 na terceira etapa dos ensaios	86
6.2 - Resultados obtidos com as ferramentas M2	89
6.2.1 – Resultados obtidos com as ferramentas M2 na primeira etapa dos ensaios.....	89
6.2.2 – Resultados obtidos com as ferramentas M2 na segunda etapa dos ensaios	94
6.2.3 – Resultados obtidos com as ferramentas M2 na terceira etapa dos ensaios	95
6.3 – Comparação entre as Ferramentas Fornecidas pelo IPEN: T15 Sinterizadas e M2	
Convencionais.....	97
6.4 – Comparação das Ferramentas T15 sinterizadas com as VK-10E - 10% Co.....	101
6.5 – Comparação das Ferramentas M2 Convencionais, Fornecidas pelo IPEN, com as M2	
Convencionais Adquiridas na ICO Comercial.....	103
6.6 - Análise dos Resultados das Medições de Dureza das Ferramentas Empregadas Nesse	
Trabalho.....	103
6.7 – Relação entre a Microestrutura e o Comportamento ao Desgastes das Ferramentas T15	
Sinterizadas e M2 Convencionais	107
 CAPÍTULO 7 - CONCLUSÕES E TÓPICOS A SEREM ABORDADOS EM TRABALHOS	
FUTUROS	119
7.1 - Conclusões.....	119
7.2 – Tópicos a Serem Abordados em Trabalhos Futuros.....	122
 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	124
 ANEXO I.....	129

ANEXO II..... 130

ANEXO III 131

ANEXO IV 132

ANEXO V 133

ANEXO VI..... 135

ANEXO VII..... 137

ANEXO VIII..... 139

ANEXO IX..... 141

ANEXO X 144

ANEXO XI..... 147

LISTA DE FIGURAS

CAPÍTULO 2

2.1- Curvas de durezas dos aços rápidos em comparação com um aço ferramenta ao carbono em diferentes temperaturas	6
2.2 - Representação esquemática do processo de laminação.....	8
2.3 – Representação esquemática do processo de forjamento por estampagem.....	8
2.4 – Desenho esquemático de um cadinho de fundição.....	9
2.5 – Comparação entre o processo convencional e o ASP.....	12
2.6 – Comparação da microestrutura entre o aço convencional (a) e o ASP (b).....	12
2.7 - Esquema do processo CPM	14
2.8 – Comparação de microestrutura entre o aço convencional T15 e o aço CPM T15	15
2.8 – Esquema do processo Fuldens.....	16
2.10 – Esquema do processo de tratamento térmico das ferramentas de cortes de aço rápido	21
2.11 - (a) – ASP 23 resfriado ao óleo	26
2.11 (b) – ASP 30 resfriado ao óleo	26
2.11(c) – ASP 60 resfriado em banho controlado	26
2.12– Comparação do desgaste do gume de corte da ferramenta de aço rápido convencional M2 e a sinterizada ASP23	27
2.13 (a) - Tensão de flexão de um corpo de prova do Aço ASP 23 após temperado e revenido a 560 °C (3 tempos de 1h)	27

2.13 (b) - Tensão de flexão de um corpo prova do aço ASP 30 com diâmetro de 5 mm após temperado e revenido a 560 °C (3 tempos de 1h)	27
2.13 (c) – Tensão de flexão de um corpo de prova do aço ASP 60 com diâmetro de 5 mm após temperado e revenido a 560 °C (três tempos de 1h).....	27
2.14 – Desgaste versus dureza.	29
2.15 – Taxa de desgaste para aços rápidos	31
2.16. Ferramenta com desgaste no flanco e na face.	34

CAPÍTULO 3

3.1 - Comparação entre a performance das ferramentas de fresamento de aço rápido sinterizado e a convencional.....	37
3.2 – Resultados do fresamento em liga de Ti-6Al-4V, dureza.....	38
3.3 – Dureza versus temperatura de revenimento.	43
3.4 – Dureza versus temperatura de revenimento das ligas T15 sinterizadas.	44
3.5 – Densidade da liga T15 após a sinterização.	48
3.6 – Densidade da liga T42 após a sinterização.	49
3.7– Dureza da liga T15 após a sinterização	49
3.8– Dureza da liga T42 após a sinterização	50

CAPÍTULO 4

4.1 – Geometria e ângulos de cortes das ferramentas de aço rápido.....	59
4.2 – Torno CNC cosmos 10 U.....	59
4.3 - Desenho esquemático das medições de dureza.....	60
4.4 – Aparelho de ensaio de dureza.....	61

4.5 - Microscópio de ferramentaria usado para a medição do desgaste de flanco.....	62
4.6 – Rugosímetro Perthometer S8P	63
4.7 – Medições paralelas da profundidade do desgaste de cratera	64
4.8– Microscópio Oberkochen com aumento de até 64 vezes.....	64
4.9 – Desenho esquemático para o embutimento da seção da cunha da ferramenta.....	65

CAPÍTULO 5

5.1 – Desgaste de flanco e de cratera da pastilha de metal duro.....	69
5.2 – Deficiência de acabamento da peça usinada	70

CAPÍTULO 6

6.1 – Aspecto da face da ferramenta MC21 antes do 3º ensaio.....	74
6.2 – Aspecto do flanco da ferramenta MC21 antes do 3º ensaio.....	75
6.3– Aspecto da face da ferramenta MC21 antes do 3º ensaio	75
6.4 – Aspecto do flanco da ferramenta MC21 antes do 3º ensaio.....	75
6.5 - Curvas de desgaste das ferramentas TC02, TC04 e TC05, 30 m/min, ensaio da 1ª etapa	78
6.6 – Vista da face da ferramenta TC02, $v_c = 30$ m/min	79
6.7 – Vista do flanco da ferramenta TC02, $v_c = 30$ m/min.....	79
6.8 – Vista da face da ferramenta TC04, $v_c = 30$ m/min	80
6.9 – Vista do flanco da ferramenta TC04, $v_c = 30$ m/min.....	80
6.10 – Vista da face da ferramenta TC05, $v_c = 30$ m/min	81
6.11 – Vista do flanco da ferramenta TC05, $v_c = 30$ m/min.....	81
6.12 - Curvas de desgastes das ferramentas TC02, TC04 e TC06, ensaio da 1ª etapa	82
6.13 – Vista da face da ferramenta TC06, $v_c = 33$ m/min	83

6.14 – Vista do flanco da ferramenta TC06, $v_c = 33$ m/min	83
6.15 – Colapso da ferramenta TC01, $v_c = 35$ m/min	83
6.16 – Colapso da ferramenta TC03, $v_c = 40$ m/min	82
6.17 - Curvas de desgastes das ferramentas TC03 e TC06, 35 m/min, ensaio da 2ª etapa	84
6.18 – Curvas de desgastes da ferramentas TC01, TC02 e TC06, ensaio da 2ª etapa	84
6.19 - Curvas de desgastes das ferramentas TC02, TC04 e TC06, 33 m/min, ensaio 3ª etapa	87
6.20 – Curvas de desgaste de cratera das ferramentas TC02 e TC06, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa	88
6.21 - Curvas de desgaste de cratera das ferramentas TC04 e TC06, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa	88
6.22 – Curvas de desgaste das ferramentas MC16, MC17 e MC21, 30 m/min, ensaio da 1ª etapa	90
6.23 – Vista da face da ferramenta MC16, $v_c = 30$ m/min	90
6.24 – Vista do flanco da ferramenta MC16, $v_c = 30$ m/min	90
6.25 – Vista da face da ferramenta MC17, $v_c = 30$ m/min	91
6.26– Vista do flanco da ferramenta MC17, $v_c = 30$ m/min	91
6.27– Colapso da ferramenta MC21, $v_c = 30$ m/min	91
6.28 – Curvas de desgaste das ferramentas MC18, MC19 e MC20, 33 m/min, ensaio da 1ª etapa	92
6.29 – Colapso da ferramenta MC18, $v_c = 33$ m/min	92
6.30– Colapso da ferramenta MC19, $v_c = 33$ m/min	93
6.31 – Vista do flanco da ferramenta MC20, $v_c = 33$ m/min	93
6.32 – Vista da face da ferramenta MC20, $v_c = 33$ m/min	91

6.33 – Curvas de desgaste das ferramentas MC16, MC17 e MC20, 33 m/min, ensaio da 2ª etapa	94
6.34 - Curvas de desgaste das ferramentas MC19 e M16, ensaio da 2ª etapa	95
6.35 - Curvas de desgaste das ferramentas MC16, MC19 e MC20, 33 m/min, ensaio 3ª etapa	96
6.36 – Curvas de desgaste de cratera das ferramentas MC16 e MC19, ensaio da 3ª etapa	97
6.37 – Curvas de desgaste das ferramenta TC02 e MC16, 30 m/min, ensaio da 1ª etapa	98
6.38 – Curvas de desgaste das ferramentas TC05 e MC17 30 m/min, ensaio da 1ª etapa	98
6.39 – Curvas de desgaste das ferramenta TC02 e MC16, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa	99
6.40 – Curvas de desgaste da ferramentas TC06 e MC19, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa	100
6.41 – Curvas de desgaste da ferramentas TC06 e MC19, 35 m/min, ensaio da 2ª etapa	100
6.42 – Curvas de desgaste das ferramentas TC06 e VK2, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa	101
6.43 – Desgaste no flanco secundário da ferramenta VK2 (aumento de 40x)	102
6.44 – Curvas de desgaste das ferramentas TC06 e VK7', 33 m/min	102
6.45 – Desgaste no flanco secundário da ferramenta VK7' (aumento de 40x)	103
6.46 – Curvas de desgaste das ferramentas MC19 e MI2', 33 m/min, ensaio da 3ª etapa	104
6.47– Curvas de desgaste das ferramentas MC19 e MI3, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa	104
6.48 – Microestrutura próximo ao gume da ferramenta TC04	109
6.49 – Microestrutura próximo ao gume da ferramenta TC06	109
6.50 - Microestrutura próximo ao gume da ferramenta TC04	110
6.51 - Microestrutura próxima ao centro da ferramenta TC04	110
6.52 - Microestrutura próxima ao gume da ferramenta TC06	111
6.53 - Microestrutura próxima ao centro da ferramenta TC06	111
6.54 – Microestrutura próximo ao gume da ferramenta TC01	112

6.55 – Microestrutura próximo ao centro da ferramenta TC01	112
6.56 – Microestrutura que caracteriza adesão de material da peça usinada sobre o gume da ferramenta TC01, $v_c = 30$ m/min	112
6.57 – Microestrutura próxima ao gume da ferramenta MC19	113
6.58 - Microestrutura próxima ao centro da ferramenta MC19	113
6.59 – Microestrutura próxima ao gume da ferramenta MC20	115
6.60 - Microestrutura próxima ao centro da ferramenta MC20	115
6.61 – Análise por EDS na matriz da ferramenta MC21	114
6.62 – Análise por EDS na fase cinza da ferramenta MC21	116
6.63 – Análise por EDS na fase branca da ferramenta MC21	116
6.64 – Análise por EDS na matriz da ferramenta MC19	117
6.65 – Análise por EDS na fase cinza da ferramenta MC19	117
6.66 – Análise por EDS na fase branca da ferramenta MC19	117

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 2

2.1- Tipos de aços ASP, composição química e aplicações.	13
2.2 – Composição dos aços rápidos obtidos pelo processo CPM	15
2.3– Temperatura típicas utilizadas nos tratamentos térmicos de diversas ligas.	21
2.4 – Dureza e tipo de carbonetos nos aços rápidos das classes T e M.	31
2.5 – Valores recomendados para desgastes de ferramentas.	34

CAPÍTULO 3

3.1– Custo de fabricação da fresa de aço rápido sinterizado e convencional.....	37
3.2 – Resistência ao revenimento dos aços CPM.	39
3.3 – Dureza à quente dos aços CPM.....	41
3.4 – Ensaio de Charpy e Tensão de fratura por flexão dos aços rápidos	41
3.5 – Vida da ferramenta de aço CPM usada no processo de torneamento	42
3.6 - Condições de fabricação das ferramentas de corte	43
3.7 – Tenacidade e dureza versus tratamento térmico das ligas T15.	44
3.8– Aço rápido sinterizados com diversas composições de ligas.....	46
3.9 – Resistência ao desgaste versus temperatura de têmpera.....	46
3.10 – Composição química das ligas T15 e T42	47
3.11 – Tratamento de térmico das Ligas T15 e T42	47
3.12 – Composição químicas dos aços rápidos utilizados.....	48

3.13 - Microdureza Vickers e coeficiente de desgaste para os processamentos e condições de tratamento térmico empregadas.....	51
3.14 – Composição química dos pós (% peso)	51
3.15 – Tamanhos médios de grão de precipitados para as temperaturas de austenização.....	52
3.16 – Propriedades mecânicas dos AISI T15 em função das temperaturas de austenitização e revenimento	53
3.17 – Propriedades mecânicas dos AISI T15 em função das temperaturas de austenitização e revenimento	53

CAPÍTULO 4

4.1 - Composição química das ferramentas utilizadas no trabalho.....	58
4.6 - Composição do corpo de prova.....	66

CAPÍTULO 6

6.1 - Características das ferramentas T15 e M2 na 1ª etapa dos ensaios.....	71
6.2 - Características das ferramentas T15 e M2 na 2ª etapa dos ensaios.....	73
6.3 - Características das ferramentas T15 e M2 na 3ª etapa dos ensaios.....	76
6.4 – Tratamento térmico versus a tenacidade das ferramentas T15	77
6.5 – Média das durezas nas regiões A, B, C e D das ferramentas utilizadas nos ensaios da terceira etapa.....	105
6.6 – Comparação entre as regiões A, B, C e D para cada ferramenta utilizada na terceira etapa dos ensaios.....	106
6.7 – Análise das fases presentes nas ferramentas MC19 e MC20.....	118

SIMBOLOGIA

α	[°]	ângulo de incidência
α'	[°]	ângulo de incidência do gume secundário
β	[°]	ângulo de cunha
γ	[°]	ângulo de saída
χ	[°]	ângulo de direção do gume
χ'	[°]	ângulo de direção do gume secundário
f	[mm/rot]	avanço
VB_N	[mm]	desgaste de flanco
$VB_{MÁX}$	[mm]	desgaste de flanco máximo
VB_{MED}	[mm]	desgaste de flanco médio
VB_L	[mm]	desgaste no gume no secundário
KT	[mm]	desgaste de cratera
σ		desvio-padrão
Ra	[μm]	desvio médio aritmético = rugosidade Ra
t		fator de Student
b	[mm]	largura de usinagem
a_p	[mm]	profundidade de usinagem
Pt	[μm]	profundidade do perfil
r	[mm]	raio de quina = raio de ponta
Tt	[°C]	temperatura de têmpera
Tr	[°C]	temperatura de revenimento
T	[min]	vida da ferramenta
v_c	[m/min]	velocidade de corte

RESUMO

Os aços rápidos são, freqüentemente, utilizados na fabricação de ferramentas de geometrias complexas empregadas nos processos de usinagem e de conformação, onde materiais mais frágeis como a cerâmica, cermets e o metal duro não são adequados. Como exemplo podemos citar: brocas, alargadores, fresas, punções e matrizes. Este fato se dá devido às excelentes propriedades mecânicas, principalmente por sua boa resistência ao desgaste por abrasão e adesão, além de proporcionar um baixo custo de fabricação dessas ferramentas. O processo convencional de fabricação desses aços, lingotamento com posterior conformação a quente, resulta em muitos problemas metalúrgicos, tais como a ocorrência de segregação durante a solidificação, microestrutura com grãos grosseiros e não uniformes e variação na composição química. Para superar esses problemas que ocorrem freqüentemente com os aços rápidos convencionais, vêm-se desenvolvendo técnicas de metalurgia do pó, obtendo-se, assim, melhorias significativas nas suas propriedades mecânicas.

Este trabalho teve como objetivo estudar o comportamento ao desgaste e as propriedades mecânicas de ferramentas de aço rápido sinterizado e aços rápidos convencionais, obtidas com diferentes tratamentos térmicos, utilizadas no processo de torneamento do aço ABNT 1045. Adotou-se o desgaste de flanco como parâmetro para avaliar a evolução do desgaste da ferramenta. O desgaste de cratera também foi acompanhado ao longo dos experimentos. Estes desgastes foram observados e medidos através de microscópios e do rugosímetro. Constatou-se que as temperaturas de têmpera e revenimento, e a composição química das ligas têm uma expressiva influência nas propriedades mecânicas e na resistência ao desgaste das ferramentas, cujos resultados serão detalhados no decorrer deste trabalho.

ABSTRACT

High speed tool steels are extensively used for cutting and forming tools, as well as for wear parts, because of superior mechanical properties and abrasion resistance. However, wrought tool steels exhibit a strong tendency to segregate during solidification in a mold, resulting in a coarse, nonuniform microstructure with variation in chemical composition. This tendency limits toughness, creates heat treating problems, and decreases grindability.

Powder metallurgy processing is being used increasingly to overcome these problems. Advantages of P/M high speed steels include superior strength and toughness. Powder metallurgy produces a finer grain structure and prevent the carbide clusters (banding) that subsequently limit strength in wrought high-speed steels.

The objective of this work is to study the wear behavior and the mechanical properties of the sintered and wrought high speed tool steel got with different heat treatments. The study were carried in tools used in the process turning of the ABNT 1045 steel. Established the flank wear as parameter to evaluate the evolution of the tool wear. The crater wear also was observed in the elapse to the experiments. It was observed that the heat treatment and chemical composition of the alloys have a influence expressive in the mechanical properties and wear resistance tools, which results will be detailed in the elapse of this work.

CAPITULO 1

INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 - Introdução

O setor metal-mecânico vêm, ao longo dos anos, sofrendo transformações necessárias ao acompanhamento da evolução tecnológica, tendo em vista a melhoria da qualidade, o crescimento da produtividade na produção dos bens de capital e de consumo. Neste contexto, encontra-se a usinagem, onde a busca pelo aperfeiçoamento dos materiais utilizados na fabricação de ferramentas, com a finalidade de reduzir custos de produção e produzir com mais qualidade, tem promovido, principalmente após as últimas décadas, inúmeros trabalhos sobre este assunto [WESTIN; WISSEL, 1996].

Tais trabalhos buscam estudar e aperfeiçoar as propriedades mecânicas, físicas, químicas, as peculiaridades e aplicações dos diversos materiais existentes, tais como metal duro, cermets, cerâmicas, diamante, aço rápido, dentre outros, além de desenvolver novos materiais. Há uma preocupação constante com a obtenção de materiais para fabricação de ferramentas de usinagem que sejam cada vez mais resistentes ao desgaste por abrasão, adesão, difusão e oxidação. Além disso, esses materiais precisam ser resistentes aos choques mecânicos e térmicos, à deformação plástica e apresentar um gume com elevada resistência mecânica, principalmente, quando solicitado sob elevada temperatura decorrente do processo de usinagem.

Apesar do surgimento de diversos materiais empregados na fabricação de ferramentas, como os acima citados, o aço rápido não perdeu sua importância. Este fato se dá devido às excelentes propriedades mecânicas desse material e, também, por sua boa resistência ao desgaste por abrasão e adesão [WESTIN; WISSELL, 1996]. A fabricação convencional desses aços é feita por lingotamento e conformação a quente, o que resulta em muitos problemas de metalurgia, pois existe uma forte tendência à segregação durante a solidificação, podendo resultar em uma microestrutura com grãos grosseiros e não-uniforme, além da variação na composição química. Estes problemas metalúrgicos são indesejáveis para os aços ferramentas, pois dificultam o endurecimento, criam problemas de tratamento térmico e diminuem a qualidade do produto final.

Para superar esses problemas, que ocorrem frequentemente com os aços rápidos convencionais, vêm-se desenvolvendo técnicas por metalurgia do pó, visando melhorias significativas nas suas propriedades mecânicas através da eliminação de segregações e da obtenção de uma microestrutura mais homogênea e com grãos menores, reduzindo, com isto, os problemas decorrentes do tratamento térmico. Assim, as ferramentas de usinagem de aços rápidos sinterizados vêm atender, de forma vantajosa, a crescente necessidade de reduzir os tempos principais de usinagem através do uso de maiores velocidades de corte.

Foi baseado nessas peculiaridades dos aços rápidos sinterizados que se elaborou e desenvolveu um projeto de pesquisa no âmbito do programa PADCT II, no qual são parceiros o Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina, a empresa HURTH-INFER - Indústria de Máquinas e Ferramentas Ltda, localizada em Sorocaba – São Paulo e o IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares de São Paulo.

Em síntese, este projeto de pesquisa objetiva o aprimoramento de ligas de aços rápidos, busca melhorias nas técnicas de metalurgia do pó e obter o tratamento térmico mais adequado para cada liga, isto com vistas a incrementar positivamente as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste das ferramentas de usinagem obtidas a partir desses aços.

1.2 - Objetivos

Este trabalho teve como objetivo geral, estudar o comportamento ao desgaste de uma série de ferramentas de usinagem, tratadas termicamente de forma diferenciada, obtidas a partir de aço rápido sinterizado da classe T15 e do aço convencional da classe M2. Numa segunda etapa, realizar uma comparação destas com outras ferramentas de aço rápido convencional adquiridas no mercado. Para a obtenção dos resultados delinear-se os seguintes objetivos específicos:

- Determinar os parâmetros de usinagem mais adequados para a análise da evolução do desgaste das ferramentas;
- Acompanhar, através de medições, a evolução do desgaste de flanco das diversas ferramentas, durante a usinagem;

- Verificar a influência do tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas e, conseqüentemente, sobre o desempenho das ferramentas. Neste contexto, também, avaliar qual o par temperatura de têmpera/temperatura de revenimento que proporciona melhor resistência ao desgaste das ferramentas;

- Analisar a influência do processo de afiação/reafiação das ferramentas sobre o desgaste e a capacidade de corte das mesmas;

- Comparar as propriedades mecânicas das ferramentas de aços rápidos, tanto T15 sinterizado quanto M2 convencional, com as de aços rápidos convencionais com 10% de cobalto e sem cobalto.

CAPITULO 2

ESTADO DA ARTE

2.1- Breve Histórico dos Aços Rápidos

Robert Mushet, em 1868, talvez tenha sido o principal responsável pela contribuição decisiva na fabricação de aços a serem eventualmente utilizados em ferramentas. Mushet, de fato, pela primeira vez, mostrou que a adição de certos elementos de liga, em particular o manganês, poderia tornar o aço mais duro. Continuando suas experiências, verificou que determinado tipo de aço tinha a propriedade de endurecer após ser aquecido e resfriado normalmente, ou seja, sem ser resfriado em água, processo que vinha sendo utilizado há séculos. Posteriormente, foi verificado que este aço continha tungstênio em sua composição [FERRARESI, 1977].

No início do século XX, uma nova geração de aços ferramenta foi introduzida no Estados Unidos por Taylor e White [MOORE, 1954]. Estes novos aços foram obtidos com a melhoria das técnicas de tratamento térmico, as quais possibilitaram um aumento significativo na taxa de remoção de material decorrente do aumento da profundidade de corte, avanço e velocidade de corte, superando em até quatro vezes as velocidades anteriores. Desde então, muitos modelos de máquinas-ferramenta não comportavam mais tais parâmetros de usinagem, tornando-se obsoletas [STEMMER, 1995].

No decorrer do século, o norte-americano F.W. Taylor revolucionou toda a indústria metal-mecânica com a descoberta do aço rápido, cujas qualidades causaram estupefação na primeira apresentação pública, na Exposição Mundial de Paris, em 1900.

O desenvolvimento original do aço rápido partiu da utilização de tungstênio (wolfrâmio), cromo e vanádio como elementos básicos de liga, com um teor de manganês tão baixo quanto possível, a fim de evitar a fragilidade desse material. Um dos aços rápidos mais populares foi o “18-4-1”, assim chamado pelas percentagens correspondentes de tungstênio, cromo e vanádio

participantes de sua composição. É fabricado no país pela firma Villares, com a denominação de VW-Super [STEMMER, 1995].

No decorrer dos anos foram introduzidas algumas modificações na composição desse material, proporcionando a obtenção de ligas com maior resistência térmica e mecânica, as quais foram simbolizadas pela letra T, de acordo com as normas norte-americanas AISI, seguida de um número que corresponde à sua classificação. T1 é o aço rápido original desenvolvido por Taylor [CHIAVERINI, 1977].

Em 1942, em virtude da escassez e, conseqüentemente, do elevado custo do tungstênio devido à guerra, passaram a ser utilizadas ligas em que o mesmo era substituído total ou parcialmente por molibdênio, resultando em diversos sub-tipos de ligas representadas pela letra “M” (ex. M1, M2), conforme a norma norte-americana AISI. Estes aços rápidos são mais difíceis de serem forjados e tratados termicamente. Devido ao menor custo do molibdênio e ao fato de que seu percentual na composição da liga ser de aproximadamente 50 % menor em relação ao tungstênio, que tem o dobro do peso específico, os aços rápidos ao molibdênio são mais baratos do que os aços ao tungstênio, para propriedades mecânicas equivalentes. A principal vantagem dos aços rápidos sobre os aços ferramenta é o fato de que a temperatura, durante a usinagem, pode atingir aproximadamente 520 a 600°C sem prejudicar a dureza e as propriedades mecânicas, enquanto que estes últimos amolecem em temperaturas próximas de 250 °C [STEMMER, 1995]. A figura 2.1 ilustra o efeito da temperatura do gume durante a usinagem sobre a sua dureza a quente [VILLARES, 1986]. Outra vantagem é que os aços rápidos, mais resistentes à abrasão, permitem velocidades de corte bem mais elevadas e, assim, melhor desempenho quando aplicados em ferramentas de usinagem. Como desvantagens podemos citar o custo mais elevado e o tratamento térmico complexo, exigindo temperaturas de têmpera em torno de 1300 °C [STEMMER, 1995]. Posteriormente, outras ligas foram surgindo, as quais são:

Aços rápidos com cobalto (aços super-rápidos) – Em 1921 apareceu, pela primeira vez, uma melhoria substancial das características dos aços rápidos através da adição de um novo elemento de liga: o cobalto. Ocorreu um aumento substancial na temperatura crítica de trabalho, ou seja, maior dureza a quente, porém resultou em menor tenacidade, o que pode conferir maior

fragilidade à ferramenta. As adições, inicialmente, limitaram-se em 5%, isso em virtude da dificuldade de forjar esses aços. Com o aperfeiçoamento das técnicas de forjamento foi possível utilizar ligas com 8 e até 12% de cobalto [CHIAVERINI, 1990].

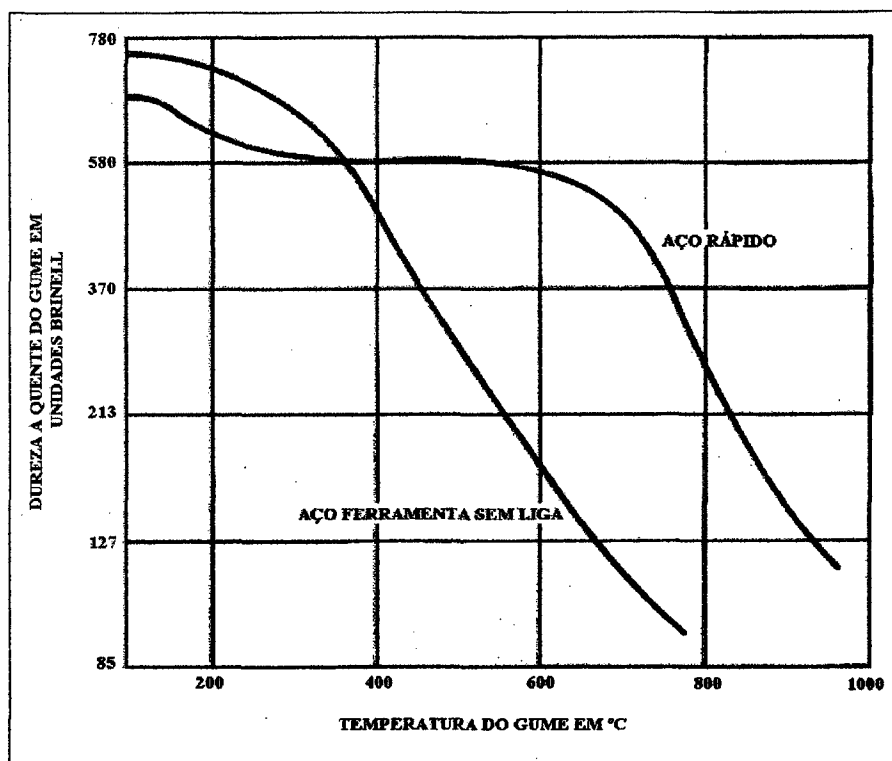


Figura 2.1- Curvas de durezas dos aços rápidos em comparação com um aço ferramenta ao carbono em diferentes temperaturas [VILLARES, 1986]

Aço rápido com revestimento de TiN – Revestimento de TiN é aplicado através do processo PVD - Physical Vapor Deposition, em temperaturas inferiores a 550 °C, portanto, próximas da temperatura de revenimento dos aços rápidos. Proporciona uma aparência dourada à ferramenta e produz os seguintes efeitos:

- redução do desgaste na superfície de saída e no flanco da ferramenta devido à alta dureza, de 2000 a 2500 Vickers;
- caráter não metálico, estabilidade química e mínima tendência de adesão ao revestimento de TiN, asseguram baixo atrito e impedem a aderência de material na ferramenta e, portanto, a formação de gume postiço. Isto reduz as forças de corte e melhora o acabamento superficial da peça usinada;

- proteção do metal de base contra altas temperaturas em decorrência do menor coeficiente de transmissão de calor do TiN.

A camada de TiN tem de 1 a 3 μm de espessura. O sucesso da ferramenta depende, porém, pouco da espessura da camada e muito mais de sua aderência ao substrato. O lascamento do revestimento tem sido a maior causa de insucesso de ferramentas com revestimento [STEMMER, 1995].

Aço rápido sinterizado – É obtido por processos de metalurgia do pó que permitem um melhor controle tanto do tamanho dos grãos quanto da adição dos elementos de liga, proporcionando uma microestrutura mais uniforme e uma maior homogeneidade ao longo de toda a seção transversal da ferramenta. Tem-se, assim, as seguintes vantagens [STEMMER, 1995]:

- menor deformação durante a têmpera e o revenimento;
- menor tendência de ocorrer tensões internas e trincas;
- tenacidade mais elevada;
- vida mais longa e menor dispersão no tempo de vida das ferramentas;
- melhores condições de aderência de revestimentos de TiN.

2.2 - Processos Utilizados na Obtenção das Ferramentas de Aços Rápidos

As ferramentas de aços rápidos, em geral, são obtidas por três diferentes processos: conformação mecânica, tanto por forjamento quanto por laminação, fundição e por metalurgia do pó.

2.2.1 – Conformação mecânica – forjamento e laminação

É um processo de trabalho mecânico que consiste basicamente em submeter o material a sucessivas deformações plásticas, a frio ou a quente. Como exemplos de processos de conformação mecânica podemos citar:

A laminação, que é um processo de conformação mecânica, realizado a quente ou a frio, que consiste em passar o metal, de espessura h_0 , entre dois cilindros, cujo o espaçamento h_1 é

menor do que h_0 , que giram em sentidos opostos com uma determinada velocidade, figura 2.2. Na laminação, a redução de área não é obtida em um único passe, mas sim em vários.

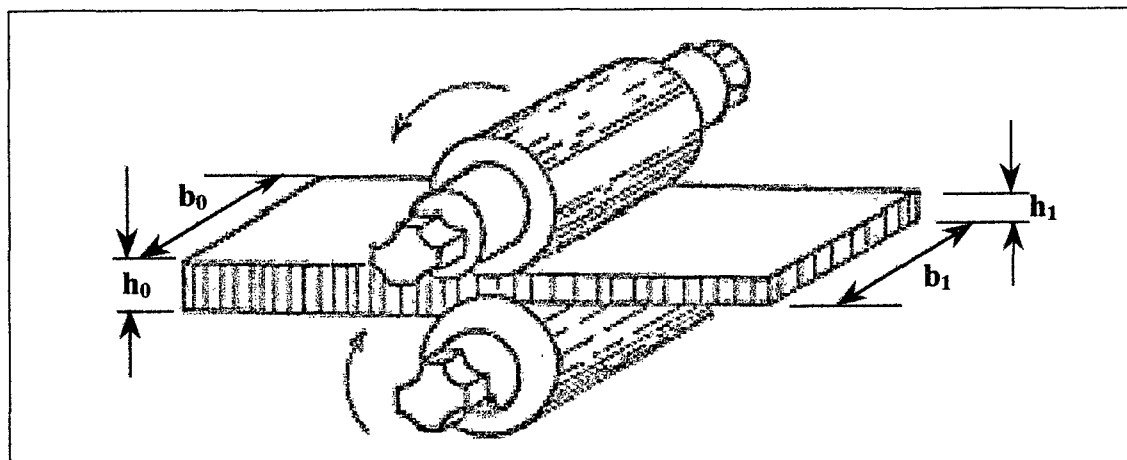


Figura 2.2 - Representação esquemática do Processo de laminação

O **forjamento** é um processo geralmente realizado a quente, onde as peças são obtidas por prensagem ou por martelamento de blocos metálicos em matrizes, figura 2.3. O martelamento, por empregar velocidades de deformações maiores que na prensagem, tende a produzir deformações mais intensas nas camadas superficiais, enquanto a prensagem tende a produzir uma deformação mais uniforme ao longo do produto [CHIAVERINI, 1977]. Em geral, a fabricação de componentes por processos de conformação plástica tem aplicação destinada a grandes lotes de peças, devido ao custo do ferramental e à geometria simples.

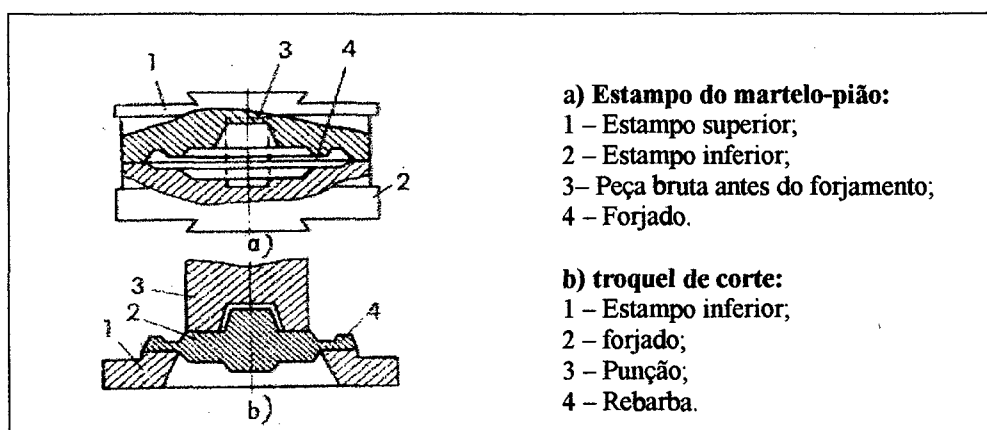


Figura 2.3 - Representação esquemática do processo de forjamento por estampagem

2.2.2 – Fundição

O processo por fundição consiste em obter a forma da peça através da solidificação do metal líquido em um molde com a geometria desejada, conforme ilustra a figura 2.4. Uma vantagem do processo de fundição em relação aos demais processos de fabricação consiste na possibilidade de se obter, de modo econômico, peças de geometria complexa. Entretanto, os aços fundidos apresentam a possibilidade de possuírem elevadas tensões residuais, microporosidades e variação de tamanho de grão, resultando em menor resistência mecânica e ductilidade que aqueles obtidos por conformação a quente [CHIAVERINI, 1977].

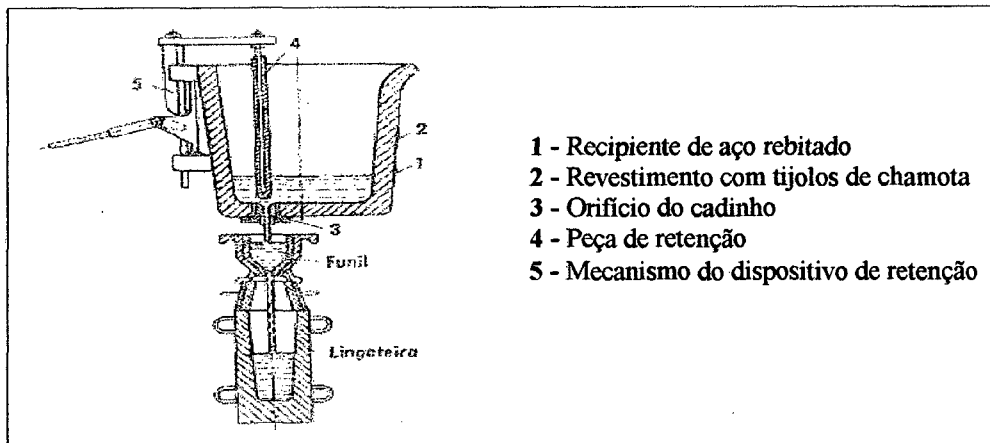


Figura 2.4 – Desenho esquemático de um cadinho de fundição

2.2.3 – Metalurgia do pó

A metalurgia do pó é uma técnica alternativa de processamento de materiais na forma semi-acabada e, na maioria dos casos, na forma de componentes com geometria e dimensões bem definidas. Sua utilização data de tempos remotos, entretanto, sua importância industrial tornou-se mais expressiva apenas nas últimas décadas. Os materiais obtidos por este processo de fabricação, ou seja, por metalurgia do pó, vêm sendo amplamente empregados na indústria devido às suas vantagens técnicas e econômicas. Desde o início da década de 70, a metalurgia do pó é utilizada na confecção de ferramentas de usinagem de aço rápido. Dentre os materiais

produzidos por metalurgia do pó, os aços rápidos sinterizados encontram lugar de destaque, principalmente pelas vantagens econômicas [ARROYO, 1986].

O melhor entendimento dos fenômenos que ocorrem durante este processo permite o desenvolvimento de novos materiais a partir do pó, a melhoria de qualidade dos materiais normalmente processados por esta técnica, bem como o desenvolvimento da própria tecnologia de processamento [KLEIN, 1987].

A metalurgia do pó é um processo que envolve mudanças vantajosas na tecnologia de fabricação, dentre as quais podemos citar: obtenção de produtos e componentes acabados com uma precisão dimensional superior à conseguida pela maioria das outras técnicas, boas condições ambientais de trabalho, homogeneidade estrutural e de propriedades, maior controle da composição química do material a um menor custo, devido, principalmente, à economia de matéria-prima e energia. Conseqüentemente, o campo de aplicação de peças de aços rápidos sinterizados foi consideravelmente ampliado, ocupando lugar de destaque entre os tipos de materiais metálicos utilizados na indústria moderna [SOBRAL, 1996].

◆ Etapas dos processos de metalurgia do pó

Em linhas gerais, na produção dos aços sinterizados devem ser consideradas as seguintes etapas básicas:

a) Mistura do pó

A mistura adequada dos pós e a proporção desejada da liga são fatores essenciais na sinterização. Os elementos de liga são adicionados nas quantidades desejadas, sendo usado um lubrificante para diminuir o atrito entre as partículas e as paredes da matriz. O estearato de zinco é o comumente utilizado em aços em uma percentagem de 0,5 a 1,0 % em peso [SOBRAL, 1996].

b) Conformação

Esta operação determina a forma e as dimensões praticamente finais das peças sinterizadas. Para a grande maioria das aplicações, o pó é colocado no interior de moldes ou

matrizes, cujas cavidades apresentam formas e dimensões que correspondem às peças a serem fabricadas, é submetido a uma pressão de 10 a 70 kgf/mm², à temperatura ambiente, que sofre variações de acordo com as características de compressibilidade do pó [CHIAVERINI, 1977].

c) Sinterização

É o transporte de matéria por ativação térmica que tem como resultado o fortalecimento dos contatos entre as partículas e alteração da geometria dos poros [LENEL, 1980].

A sinterização é um processo de extrema importância na metalurgia do pó, pois tem como objetivo principal atingir melhores propriedades mecânicas e uma considerável eliminação da porosidade [MALISKA, 1995].

É importante controlar o tempo, a temperatura e a atmosfera do forno para conferir ao material compactado as características mecânicas e físicas desejadas. As transformações no material podem ocorrer tanto no estado sólido como em presença de uma fase líquida transiente ou permanente. A sinterização com fase líquida é muito importante e constitui um interessante método de densificação de compactados para melhores propriedades mecânicas, proporcionando considerável eliminação da porosidade por favorecer os mecanismos de difusão, podendo ocorrer, ainda, fenômenos de dissolução e reprecipitação. A difusão volumétrica é um dos parâmetros mais importantes envolvidos na sinterização [LENEL, 1980].

Na produção dos aços rápidos sinterizados existem várias técnicas de metalurgia do pó, entre os quais mais se destacam:

a) Processo ASP - “Anti - Segregation Process”

Este processo consiste na produção do pó por atomização em gás inerte, com subsequente vibração, numa cápsula cilíndrica de aço, isto para que as partículas tenham o mesmo tamanho. O pó é, então, colocado em um molde e compactado a vácuo, adquirindo forma e resistência para posterior manuseio. Após a compactação, o material pode ser trabalhado em processos de laminação, retificação, entre outros, até atingir as dimensões finais e depois ser

tratado termicamente [SIEGWARTH, 1981]. A figura 2.5 ilustra a comparação entre o processo convencional e o ASP.

Este processo proporciona a obtenção de um material de granulação fina com distribuição uniforme de carbonetos pequenos. O material é homogêneo, livre de segregações e possui praticamente a mesma estrutura nominal, indiferente do tamanho das barras e do conteúdo da liga. A figura 2.6 mostra a comparação da microestrutura do aço convencional com o aço ASP. A figura 2.6(a) mostra a segregação dos carbonetos no aço rápido convencional e a 2.6(b) mostra a microestrutura do aço ASP com pequenas partículas de carbonetos uniformemente distribuídas [STEVENSON, 1984].

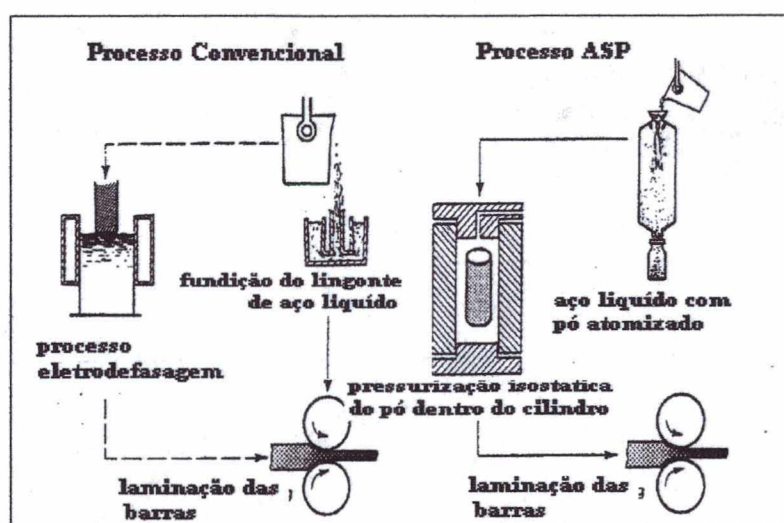


Figura 2.5 – comparação entre o processo convencional e o ASP

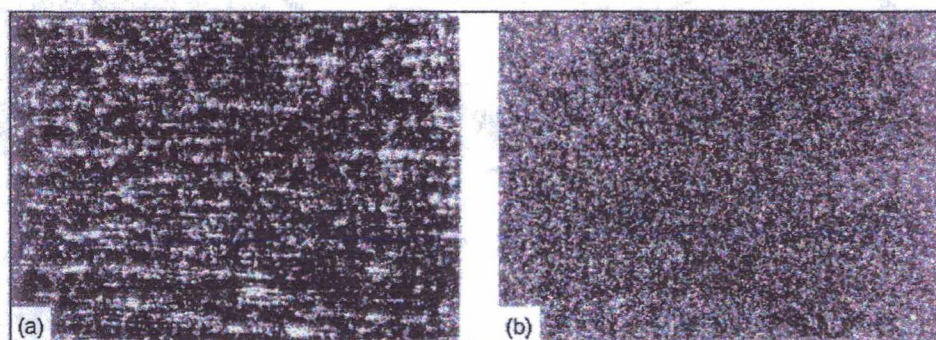


Figura 2.6 – Comparação da microestrutura entre o aço convencional (a) e o ASP (b). [STEVENSON, 1984].

Os principais benefícios da técnica ASP - “Processo de Anti-Segregação” são a obtenção da melhor condição de tenacidade e de maior limite de escoamento do material, devido à distribuição uniforme dos carbonetos e à ausência dos defeitos metalúrgicos. Adicionalmente, o teor dos elementos de liga e, subseqüentemente, a resistência ao desgaste pode ser aumentada sem prejudicar a tenacidade e a retificabilidade da ferramenta. Atualmente, os aços ASP’s são classificados em três tipos: ASP23, ASP30 e o ASP60. Informações adicionais destes aços são apresentadas na tabela 2.1 [STEVENSON, 1984].

Tabela 2.1- Tipos de aços ASP, composição química e aplicações [STEVENSON, 1984].

Tipo De liga	Composição						Aplicação
	C	Cr	Mo	W	Va	Co	
ASP 23	1,27	4,2	5,0	6,4	3,1	...	ferramentas de corte onde a dureza não é a principal necessidade e, também, para ferramentas utilizadas em trabalhos a frio.
ASP 30	1,27	4,2	5,0	6,4	3,1	8,5	ferramentas de corte onde a dureza a quente é importante; mais apropriadas para a usinagem de aços inoxidáveis e superligas e para altas velocidades de corte; também, para trabalho a frio, onde a resistência ao desgaste é crítica.
ASP 60	2,30	4,0	7,0	6,5	6,5	10,5	ferramentas de corte onde a dureza a quente e a resistência ao desgaste são críticas; particularmente onde a tenacidade da ferramenta é necessária: usinagem de materiais de titânio de alta dureza e ferros forjados.

b) Processo CPM - “Crucible Metallurgy Process”

Outro processo por metalurgia do pó utilizado na fabricação de ferramentas de aços rápidos é o CPM, processável diretamente no cadinho. A figura 2.7 mostra o esquema deste processo. O material, de composição química desejada, é fundido e vazado em uma câmara atomizadora onde um gás de alta pressão espalha as gotículas esféricas, as quais são resfriadas rapidamente até a temperatura ambiente. O pó é removido da câmara, secado e peneirado para obter quantidade suficiente para o preenchimento do molde, o qual pode ser em forma de

cilindro ou paralelepípedo. Subseqüentemente, são aquecidos a uma temperatura específica e compactados isostaticamente a quente (hot isostatic press) para uma completa densificação do produto [DAX e STASKO, 1980].

O processo CPM foi desenvolvido para minimizar as segregações que ocorrem nas ferramentas de aços de altas ligas, as quais são difíceis de serem produzidas a partir do processo convencional. Exemplo são as ligas T15.

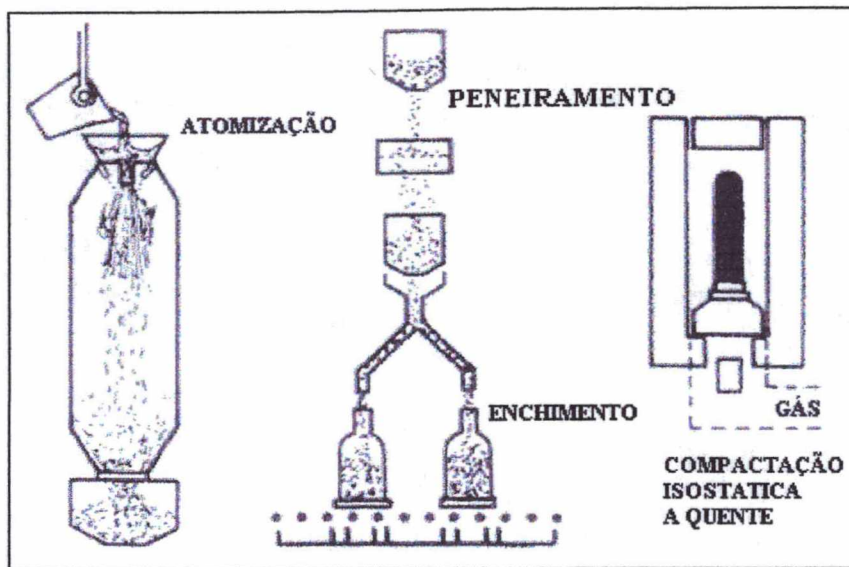


Figura 2.7 - Esquema do processo CPM

As ligas T15 apresentam vantagens quando produzidas pelo processo de metalurgia do pó e, além disso, possuem uma dureza a quente superior quando comparadas com as demais ligas da classe padrão AISI, American Iron e Steel Institute, dos materiais para ferramentas de aço rápido.

A maioria dos carbonetos dos aços rápidos obtidos por este processo são menores, aproximadamente $3\ \mu\text{m}$, considerando que pelo processo convencional têm um tamanho médio de $6\ \mu\text{m}$. A microestrutura do processo convencional é comparada com o processo CPM na figura 2.8 [STEVENSON, 1984].

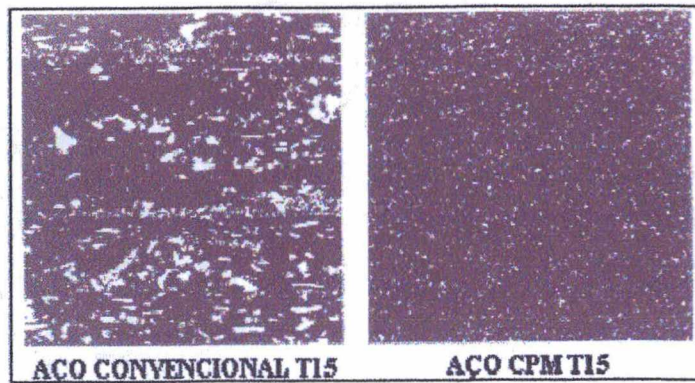


Figura 2.8 – Comparação de microestrutura entre o aço convencional T15 e o aço CPM T15

As composições químicas de uma variedade de ferramentas de aços rápidos obtidas pelo processo CPM são apresentadas na tabela 2.2. As ligas de aço CPM 10V, tabela 2.2, são produzidas a partir da composição química do metal fundido H-11 que é uma liga de aço a base de cromo, trabalhada a quente, normalizada pela AISI. Nesta fundição, o vanádio adicional e o carbono são dissolvidos antes de serem atomizados.

A liga CPM Rex 76 é um aço rápido rico em cobalto, com elevada dureza a quente e boa resistência ao desgaste, ocasionando o aumento do tempo de vida da ferramenta em operações de usinagem severas [STEVENSON, 1984].

Tabela 2.2 – Composição dos aços rápidos obtidos pelo processo CPM [STEVENSON, 1984].

Tipo de liga	Composição %							
	C	Cr	V	W	Mn	Mo	Co	Fe
CPM 10 V	2,40	5,3	9,8	0,3	0,5	1,3	...	Rem
CPM Rex 76	1,50	3,75	3,0	10,0	...	5,25	9,0	Rem
CPM Rex 42	1,10	3,75	1,10	1,5	...	9,5	8,0	Rem
CPM Rex 25	1,80	4,0	5,0	12,5	...	6,5	...	Rem
CPM Rex 20	1,30	3,75	2,0	6,25	...	10,5	...	Rem
CPM T15	1,55	4,0	5,0	12,25	5,0	Rem

C) Processo FULDENS:

Este processo difere dos processos anteriores pois o pó é atomizado em água, compactado mecanicamente ou por pressão isostaticamente a frio e sinterizada a vácuo com densidade completa. Este processo permite a obtenção de tolerâncias fechadas, formas complexas serem feitas repetidamente com propriedades mecânicas e desempenho característico igual ou superior àquelas peças equivalentes feitas pela usinagem convencional, com considerável economia de material (STEVENSON, 1984). Os pós são normalmente atomizados em água, ambos são especialmente preparados conforme a composição e distribuição do tamanho e formato da partícula. Em seguida o pó é recozido e prensado dentro de um forno compacto qualquer ou pela prensagem mecânica convencional ou pela prensagem isostaticamente a frio, figura 2.9.

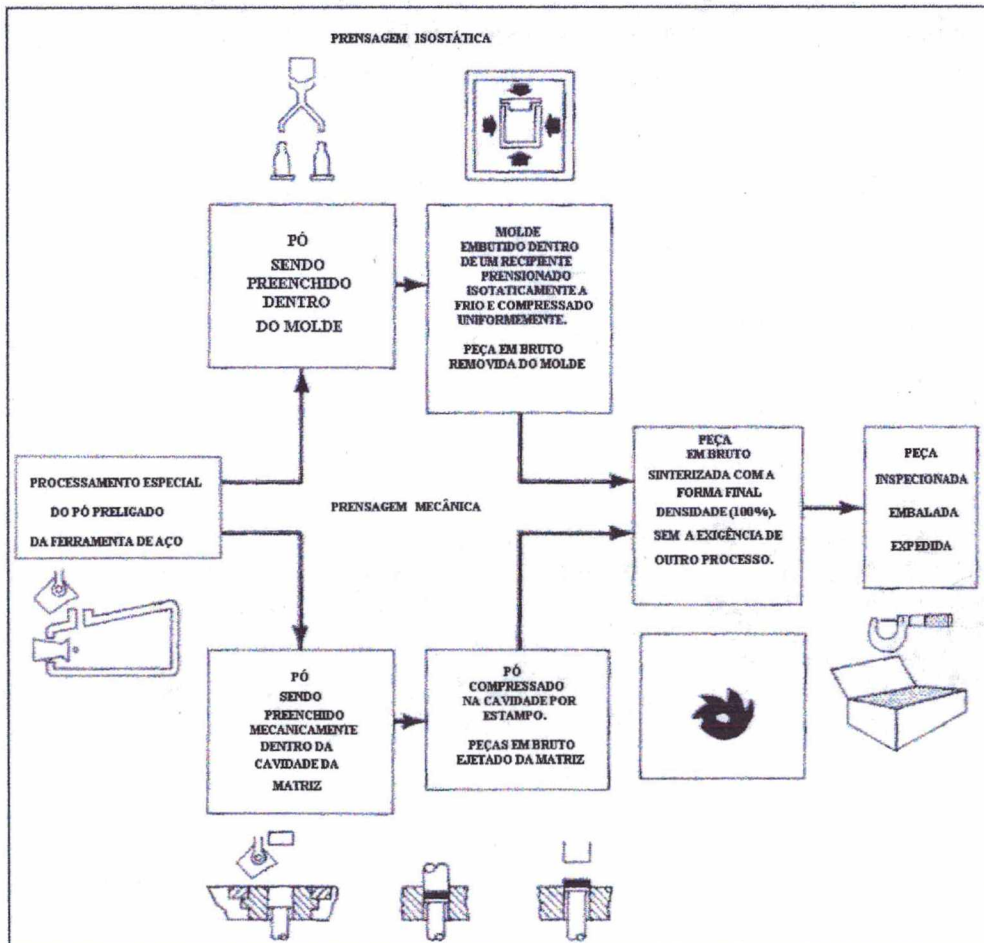


Figura 2.9 – Esquema do processo Fuldens.

No capítulo 3 serão apresentados dados práticos que ilustram as características dos aços produzidos por este processo, dentre outros.

2.3 – Efeito dos Elementos de Liga nos Aços Rápidos

Todo e qualquer elemento de liga de um aço influi em sua temperabilidade e, conseqüentemente, o grau de influência varia de acordo com cada elemento. As influências que esses elementos exercem sobre os aços rápidos são:

Carbono – Quanto menor o teor de carbono, menor a dureza no estado temperado. Do mesmo modo, aumentando o teor de carbono aumenta a quantidade de carbonetos, conferindo maior resistência ao desgaste. Por outro lado, quanto mais elevado o teor de carbono, maior a quantidade de austenita retida na têmpera, exigindo temperaturas de revenimento mais elevadas e maiores tempos de permanência para a transformação dessa fase em uma fase denominada martensita. Um elevado teor de carbono favorece a tendência à descarbonetação, principalmente quando não se tomam precauções no sentido de evitá-la. Do mesmo modo, dependendo do teor de carbono inicial e da atmosfera de tratamento térmico utilizada no forno, pode ocorrer uma pequena carbonetação superficial, a qual às vezes é propositadamente provocada, entre 980 e 1095 °C, para melhorar a dureza superficial do material. Muito cuidado deve-se tomar nesse procedimento, pois em certos tipos de ferramentas, como brocas e alargadores, pode-se produzir uma fragilidade indesejável no gume de corte e, conseqüentemente, falhas prematuras [FERRARESI, 1977].

Tungstênio – Sua principal função é conferir a dureza a quente, característica que faz do aço rápido o principal tipo de material utilizado na fabricação de ferramentas de usinagem. O tungstênio forma, juntamente com ferro e carbono, um carboneto complexo M_6C responsável pela alta resistência ao desgaste do aço rápido. Esse carboneto dissolve-se parcialmente na austenita, sendo necessário que a temperatura de austenitização ultrapasse 980 °C. Dissolvido na matriz, o tungstênio apresenta grande resistência a precipitar-se durante o revenimento. Quando

isso acontece, entre 510 °C e 590 °C, provavelmente ocorre sob a forma de carboneto W_2C , que é, em grande parte, responsável pela chamada dureza secundária e pela dureza a quente dos aços rápidos. Somente após ultrapassar a temperatura de revenimento de 650 °C é que volta a formar o carboneto estável M_6C (Fe_4W_2C ou Fe_3W_3C) [BAYER; BECHERER, 1989].

Molibdênio – É utilizado, parcialmente, como substituto do tungstênio. Forma, juntamente com o Fe e o C, o mesmo tipo de carboneto duplo que o tungstênio. Como apresenta peso atômico menor que o tungstênio, cerca da metade, produzirá duas vezes mais átomos quando adicionado na mesma porcentagem, em peso, para ligar-se ao aço. Assim, 1% de Mo pode substituir 1,6 a 2,0% de W. O molibdênio tende a causar descarbonetação do aço durante o tratamento térmico, recomendando-se, conseqüentemente, o uso de banhos de sal nessa operação. Por outro lado, a austenita residual nos aços rápidos ao molibdênio é menos estável que nos aços ao tungstênio, de modo que devem ser utilizadas temperaturas de revenimento cerca de 15 °C mais baixas [BAYER; BECHERER, 1989].

Cromo – Está sempre presente nas ferramentas de aços rápidos no percentual entre 3 a 5% e é o principal responsável pela temperabilidade. Geralmente, a adição ocorre em torno de 4%, pois com esta concentração obtém-se a melhor relação entre dureza e tenacidade. Outro efeito do cromo é a redução da oxidação e a formação da camada de óxido durante o tratamento térmico [BAYER; BECHERER, 1989].

Cobalto – Tem como principal efeito aumentar a dureza a quente do material, melhorando a eficiência de corte em condições de trabalho onde a temperatura é elevada. Os aços rápidos ao cobalto são recomendados para usinagem pesada. Não apresentam superioridade em relação aos outros tipos de liga quando utilizados para cortes de acabamento, em que o problema de altas temperaturas não é importante. São aços recomendados para usinagem de materiais que apresentam cavacos descontínuos, como ferro fundido ou metais não-ferrosos. O cobalto, nos aços rápidos, apresenta-se na maior parte dissolvido na matriz de ferro, o que

significa o fortalecimento desta e, conseqüentemente, justifica a dureza mais elevada à temperatura ambiente e a altas temperaturas. Como a adição de cobalto aumenta a tendência à descarbonetação durante o tratamento térmico, os aços rápidos ao cobalto, normalmente, sofrem uma retificação mais profunda antes de serem utilizados [FERRARESI, 1977].

Vanádio – Aumenta acentuadamente a dureza a quente dos aços rápidos, fator que, evidentemente, aliado à alta resistência ao desgaste, contribui para melhorar sua capacidade de corte. O carboneto formado pelo vanádio é do tipo MC, que é considerado o carboneto mais duro encontrado nos aços, com dureza superior ao carboneto de cromo, ao carboneto de tungstênio ou de óxido alumínio [FERRARESI, 1977].

Fósforo – O conteúdo de fósforo de 0,04%, é um limite superior à solubilidade deste elemento no Ferro. O fósforo fica, nos aços obtidos da fusão, segregado na forma de fosfetos, normalmente os metaestáveis de composição Fe_2P . Teores mais elevados de fósforo aumentam a quantidade destes fosfetos podendo-se ter, já em 0,1%, o aparecimento de um constituinte eutético denominado steadita oriundo do par Fe_3C - Fe_3P (fase estável).

Silício – A maioria dos aços comerciais contém entre 0,05 e 0,3% de silício. Esse elemento de liga se dissolve na ferrita, aumentando a resistência do aço sem diminuir consideravelmente a ductilidade. Promove a desoxidação do aço líquido através da formação de dióxido de silício, SiO_2 , tendendo, assim, a proporcionar solidez à peça fundida [AVNER, 1979]. A influência do silício não é significativa para teores acima de aproximadamente 1%. Aumentando o teor de silício de 0,15 para 0,45% ocorre um pequeno aumento na dureza máxima atingida na têmpera e alguma alteração na estrutura dos carbonetos, embora aparentemente ocorra uma diminuição da tenacidade [BAYER; BECHERER, 1989].

2.4 – Tratamentos Térmicos dos Aços Rápidos

Os aços rápidos convencionais e sinterizados geralmente são fornecidos aos fabricantes de ferramentas na condição recozida, com dureza de aproximadamente 20 HRC, para facilitar a usinagem. Quando na forma final, as ferramentas devem ser tratadas termicamente para aumentar suas propriedades mecânicas, ou seja, resistir à pressão, abrasão, adesão e impactos inerentes ao processo de usinagem e à conformação mecânica [TARNEY, 1996]. Para as ferramentas de aços rápidos sinterizados utiliza-se o mesmo tratamento térmico básico das ferramentas convencionais, porém, essas apresentam melhores características mecânicas após o tratamento. Isto ocorre porque respondem mais rapidamente ao tratamento térmico, devido a uma microestrutura mais uniforme e com carbonetos menores, decorrentes do próprio processo de fabricação [KAWAI E TAKIGAWA, 1982].

2.4.1 – Panorama geral do processo de tratamento térmico

A martensita, estrutura de elevada dureza, não pode ser produzida diretamente a partir da microestrutura de recozimento, nestes casos esta microestrutura é de ferrita mais perlita onde perlita é o constituinte eutetoide dos aços, formado por ferrita e cementita. Além do mais, há uma série de carbonetos (primários) simples ou complexos. Para isso, é necessário ocorrer duas mudanças intermediárias na estrutura, durante o processo de tratamento a quente. Primeiro, a ferrita deve ser aquecida a uma temperatura elevada para tornar-se uma estrutura chamada austenita. Então, a austenita deve ser resfriada relativamente rápido para transformar-se em martensita. Em ordem, para efetuar estas mudanças estruturais, quatro tratamentos a quente são realizados: pré-aquecimento, têmpera, resfriamento e revenimento. A figura 2.10 ilustra todo o ciclo do processo de tratamento térmico realizado nas ferramentas de corte de aço rápido. A tabela 2.3, a seguir, apresenta as faixas de temperaturas típicas para diferentes tipos de ligas de aços rápidos [TARNEY, 1996].

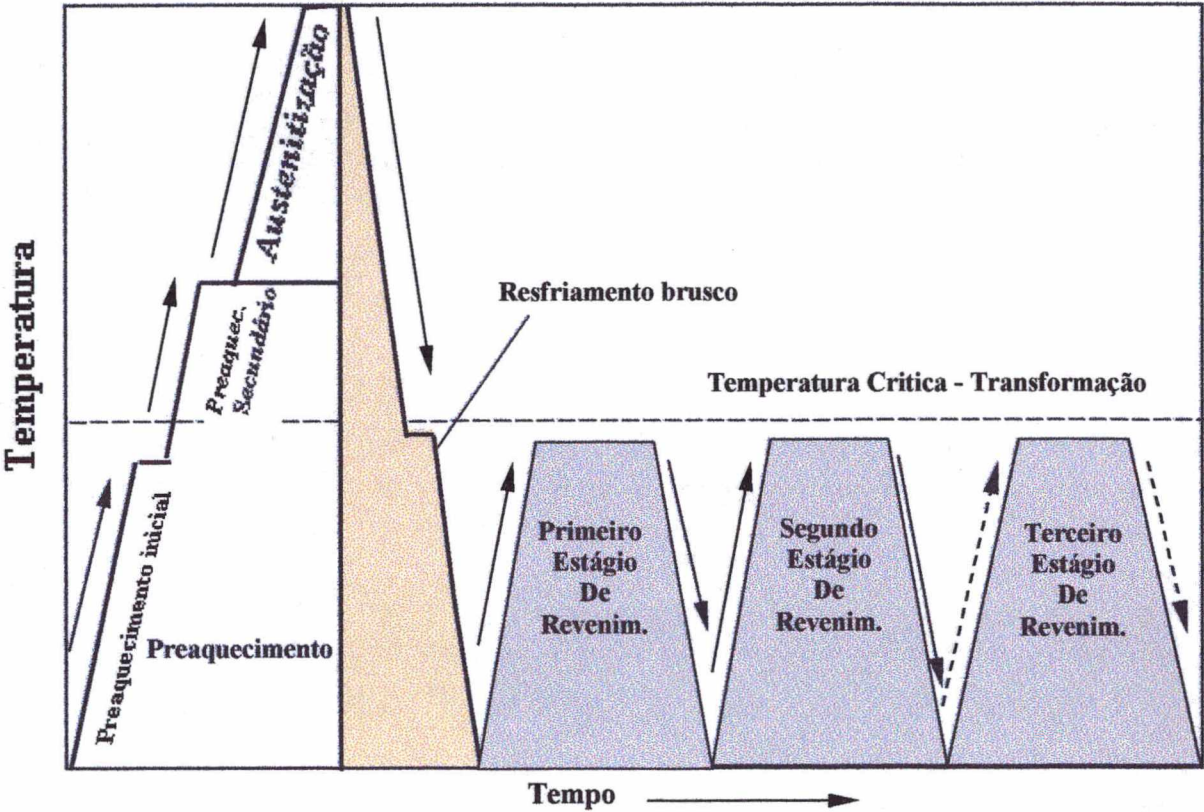


Figura 2.10 – Esquema do processo de tratamento térmico das ferramentas de corte de aço rápido [BAYER; BECHERER, 1989].

Tabela 2.3– Temperaturas típicas utilizadas nos tratamentos térmicos de diversas ligas [TARNEY, 1996].

Tratamento a quente das ferramentas de aço rápido						
Classe	1-Pré-aquecimento (°C)	2- Têmpera (°C)	3- Tempo de permanência (min)	Ambiente de resfriamento	4- Revenimento (°C)	Dureza (HRC)
M2	815/843	1121/1215	3 – 10	Ar	551/593	58/65
M4	815/843	1121/1215	5 – 10	Ar	551/593	58/65
CPM 9V	843/871	1065/1121	15 – 45	Ar	537/621	46/54
CPM 10V	815/843	1065/1176	5 – 45	Ar	537/593	56/62
CPM 15V	815/843	1121/1176	10 – 20	Ar	537/593	58/62

Comentários referentes ao dados da tabela 2.3:

1) Pré-aquecimento - as ferramentas devem ser mantidas dentro da faixa de variação da temperatura de pré-aquecimento para que ocorra equilíbrio térmico ao longo de toda seção do material;

2) Aquecimento até a temperatura de austenitização - temperaturas elevadas são utilizadas na obtenção de máxima dureza e resistência ao desgaste. Temperaturas mais baixas ocasionam uma maior tenacidade;

3) Tempos de permanência – refere-se ao tempo que o material fica exposto na temperatura de têmpera desejada, após o mesmo já ter alcançado esta temperatura. Tempos mais longos são usados para diminuir a faixa de temperatura do revenimento final;

4) Revenimento - múltiplos revenimentos são requeridos para a maioria das classes. A consulta nos dados de cada classe é a melhor recomendação para requerimentos específicos;

5) Resfriamento - o resfriamento ao óleo pode ser necessário para largas seções;

6) Embora os aços rápidos possam ser endurecidos no vácuo ou ao ar, o resfriamento em banho de sal pode ser requerido para máxima dureza.

Cada etapa do ciclo de tratamento térmico destas ferramentas é descrita a seguir:

a) Pré-aquecimento

A realização do pré-aquecimento tem três finalidades básicas:

1º) Proporcionar um aquecimento mais gradual da ferramenta antes de atingir a temperatura de têmpera desejada e, com isso, evitar o choque térmico que pode ocasionar lascamentos, problema comum na maioria dos aços rápidos [TARNEY, 1996].

2º) Evitar distorções da ferramenta, principalmente quando existirem variações dimensionais ao longo de sua seção transversal e, conseqüentemente, algumas partes atingirem a temperatura exigida e sofrerem transformações antes que outras. Essas distorções ocorrem se a mudança de volume, decorrente da alteração da densidade quando ocorre a transformação da ferrita para a austenita, não for uniforme. Para que isso não ocorra, essas ferramentas devem ser pré-aquecidas abaixo da temperatura em que ocorre a formação da austenita (temperatura crítica) e, então, mantê-las nesta condição o tempo suficiente para permitir que a temperatura fique uniforme em toda a peça.

3º) Requerer menos tempo no forno para alcançar a uniformidade na temperatura de têmpera e, também, minimizar o tempo de permanência das ferramentas nessa temperatura para maximizar a tenacidade, ou seja, a resistência ao impacto.

b) Austenitização

Uma vez pré-aquecidas satisfatoriamente, as ferramentas são levadas à temperatura de austenitização. A martensita, estrutura endurecida, não pode ser obtida diretamente da ferrita, estrutura recozida. A ferrita deve ser transformada, primeiramente, em austenita, estrutura intermediária, e para isso o aquecimento deve ocorrer acima da temperatura crítica que é de aproximadamente 815 °C [TARNEY, 1996].

Após a mudança da estrutura para austenita, um novo aquecimento é requerido para distribuir adequadamente o teor de liga do aço. O teor mais significativo encontra-se na forma de partículas microscópicas de carbonetos dispostos em uma matriz macia do aço recozido. Estas partículas devem ser, pelo menos parcialmente, dissolvidas dentro da matriz do aço durante a permanência na temperatura de austenização ou endurecimento. As temperaturas utilizadas, tabela 2.3, variam de uma classe para outra, dependendo, primeiramente, da composição do aço.

Temperaturas elevadas permitem uma maior dissolução dos elementos de liga na matriz permitindo uma dureza ligeiramente maior e uma melhor resistência ao desgaste. Baixas temperaturas promovem menor dissolução dos elementos de liga na matriz e favorecem o aumento da resistência ao impacto, embora a dureza alcançada seja ligeiramente menor. Temperar as ferramentas de classes mais altas em uma temperatura mais baixa, ao invés da máxima temperatura, é o caminho mais adequado para alcançar a máxima tenacidade [BAYER; BECHERER, 1989].

O tempo de permanência utilizado depende, primeiramente, da temperatura de austenitização, tabela 2.3. Quanto mais elevada a temperatura mais rápido ocorre a difusão do teor de liga e menor é o tempo de permanência. Ferramentas com seções maiores requerem maior tempo de permanência para que a temperatura seja homogênea ao longo de toda a seção transversal.

c) Resfriamento brusco - têmpera por imersão

Uma vez que os elementos de liga tenha sido dissolvido na matriz durante a austenitização, a ferramenta deve ser esfriada rapidamente para manter estes elementos em solução sólida e transformar a austenita em martensita, estrutura endurecida. As ferramentas de aço de baixa liga devem ser temperadas em óleo para esfriar rapidamente. Esta ação drástica de têmpera, devido ao esfriamento de algumas partes da ferramenta ocorrer mais rapidamente que outras, pode proporcionar distorções ou até mesmo lascamentos em casos severos. As ferramentas de aços de alta liga podem ser esfriadas ao ar ou em gás inerte. Os aços temperados ao ar esfriam mais uniformemente, assim os riscos de distorção e de lascamento são menores [TARNEY, 1996].

As ferramentas que são aquecidas acima de aproximadamente 1093 °C devem ser resfriadas rapidamente até uma faixa de temperatura de 982 °C a aproximadamente 704 °C, para evitar reações indesejáveis que podem prejudicar a tenacidade e a resposta ao endurecimento da ferramenta. A transformação da austenita para martensita não começa antes que o aço seja resfriado abaixo de aproximadamente 371 °C. A temperatura específica à qual a martensita começa a se formar é denominada de início de transformação martensítica ou temperatura de MS-“martensite start”. Na maioria das ferramenta de aços rápidos a martensita se forma entre 315 °C e 93 °C. A quantidade de martensita depende principalmente da temperatura final do tratamento térmico, denominada de fim da transformação martensítica ou temperatura “MF”. A formação total da martensita, 100%, não ocorre até o aço atingir a temperatura de martensita final de 52/65 °C, e imediatamente ser revenida [BAYER; BECHERER, 1989].

d) Revenimento

O revenimento é efetuado para aliviar tensões provenientes da martensita frágil, formada durante a têmpera. A maioria dos aços rápidos têm uma faixa bastante ampla de temperaturas aceitáveis de revenimento. Para o melhor alívio de tensões provenientes da têmpera, utiliza-se a temperatura de revenimento mais alta, a qual irá proporcionar a dureza desejada.

A maioria das ferramentas de aço rápido devem ser revenidas pelo menos 2 vezes. A taxa de aquecimento ou resfriamento não é crítica, exceto quando ocorrem mudanças drásticas e súbitas de temperatura que deveriam ser evitadas. As ferramentas de aços rápidos devem ser resfriadas por completo na faixa de temperatura de 10 a 23 °C entre os revenimentos [TARNEY, 1996].

2.5 – Propriedades Mecânicas dos Aços Rápidos

As propriedades que exercem maior influência sobre a capacidade de usinagem das ferramentas de aços rápidos são:

a) Dureza a quente

A dureza a quente é definida como a capacidade de resistir ao amolecimento quando submetidas a temperaturas elevadas [FERRARESI, 1977]. Nos aços rápidos, além da composição química, sobretudo do teor de carbono, os tempos de permanência na têmpera e no revenimento também exercem grande influência na dureza a quente. Nos aços rápidos sinterizados, a dureza a quente é mais afetada pela composição química e pelo crescimento dos carbonetos secundários durante o revenimento, que são proporcionados, principalmente, pelo vanádio, molibdênio e cobalto. Esses elementos podem ser utilizados em maiores quantidades nos aços rápidos sinterizados sem degradar suas propriedades mecânicas, o que não é possível nos aços rápidos convencionais. Quanto maior a temperatura e o tempo de têmpera maior é a dureza do aço. As figuras 2.11(a), 2.11(b) e 2.11(c) referem-se à dureza de um corpo de prova de diâmetro de 25 mm do aço ASP, após temperado e revenido em três ciclos de 1h [STEVENSON, 1984]. Observa-se que cada material tem um comportamento característico da curva de revenimento, a qual é alterada com a variação da temperatura de têmpera.

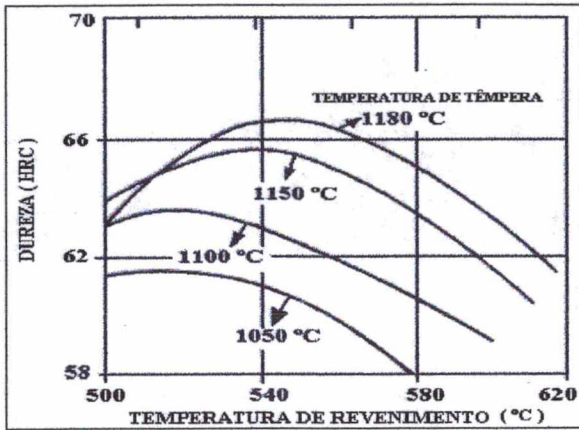


Figura 2.11(a) – ASP 23 resfriado ao óleo

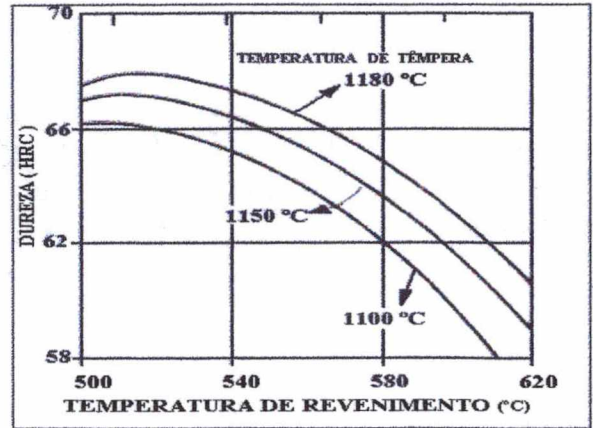


Figura 2.11(b) – ASP 30 resfriado ao óleo

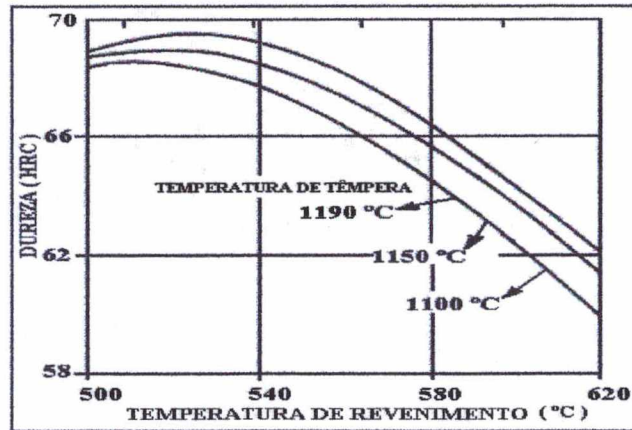


Figura 2.11(c) – ASP 60 resfriado em banho controlado

b) Tenacidade

A tenacidade das ferramentas de aços rápidos, geralmente, é definida pela combinação de resistência elástica, capacidade do aço em resistir à deformação plástica, ductilidade, capacidade do aço em deformar-se antes do rompimento, resistência à quebra e ao lascamento. Uma ferramenta que não apresenta uma tenacidade adequada é suscetível a microlascamentos. Tenacidade de uma ferramenta diz respeito à capacidade de ser solicitada mecanicamente sem sofrer deformação [STEVENSON, 1984]. A importância da tenacidade é ilustrada na figura 2.12, onde o gume de corte da ferramenta ASP23, sinterizada, mostra uma mínima avaria por microlascamentos, enquanto que a ferramenta de aço rápido convencional M2 apresenta uma apreciável quantidade de microlascamentos. Ambas usinaram sob as mesmas condições de corte.

O gume da ferramenta pode sofrer sucessivos microlascamentos, prejudicando, ou até mesmo impedindo, a capacidade de corte da ferramenta, aumentando as tensões e acelerando outros tipos de desgaste [STEVENSON, 1984]. A excelente combinação de tenacidade e de dureza proporciona um aumento na resistência ao desgaste das ferramentas de aço rápido sinterizado [SCHWARZENBECH, 1995].

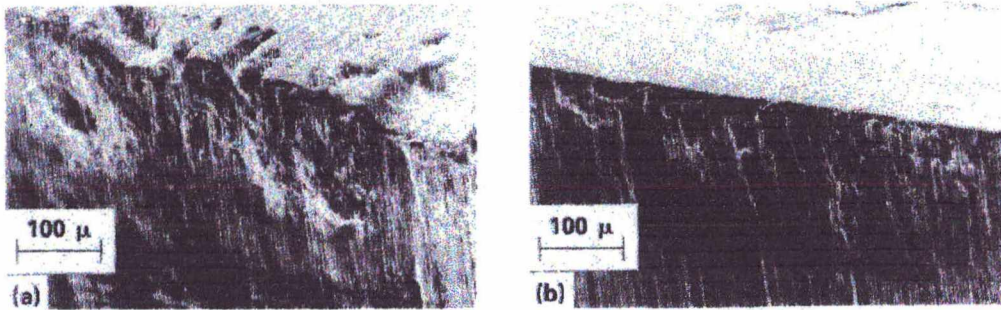


Figura 2.12 – Comparação do desgaste do gume de corte da ferramenta de aço rápido convencional M2 (a) e a sinterizada ASP23(b).

Conforme ilustrado nas figuras a seguir, 2.13(a), 2.13(b) e 2.13(c), a tenacidade e a dureza podem ser controladas através da temperatura de têmpera e de revenimento. Uma baixa temperatura de têmpera produz uma boa tenacidade. Aumentando a temperatura de têmpera aumenta-se a dureza, mas diminui-se a tenacidade [STEVENSON, 1984].

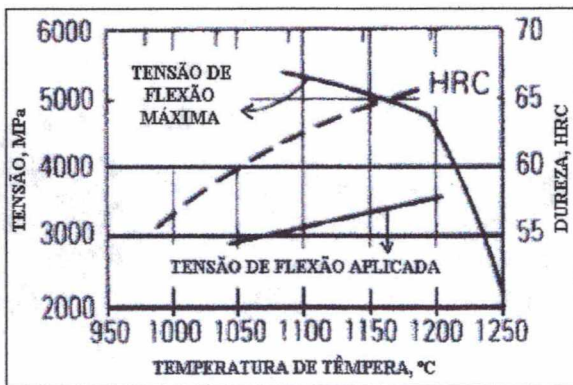


Figura 2.13(a) – Tensão de flexão de um corpo de prova do Aço ASP 23 após temperado e revenido a 560 °C ao óleo (3 tempos de 1h)

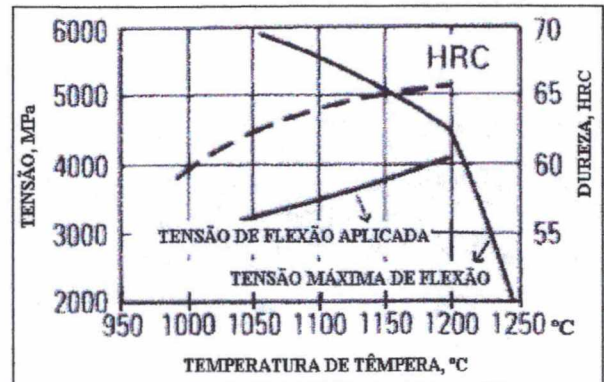


Figura 2.13(b) – Tensão de flexão de um corpo prova do aço ASP 30 com diâmetro de 5 mm após tempera e revenido a 560 °C ao óleo (3 tempos de 1h)

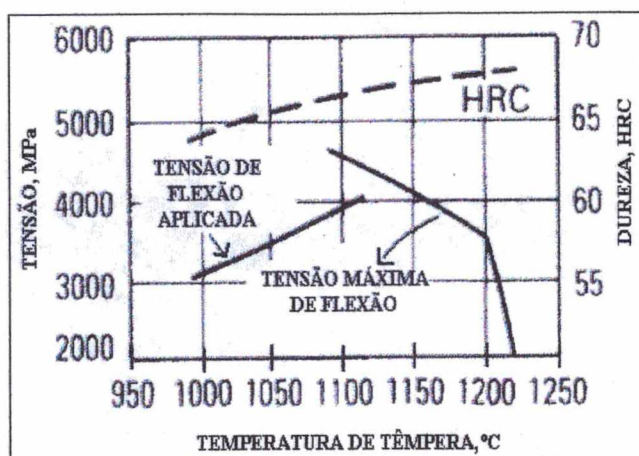


Figura 2.13 (c) – Tensão de flexão de um corpo de prova do aço ASP 60 com diâmetro de 5 mm após temperado e revenido a 560 °C ao óleo (três tempos de 1h).

c) Resistência ao desgaste

Em muitas aplicações o desgaste das ferramentas é causado por uma série de fatores. A resistência ao desgaste é geralmente em função da dureza da ferramenta, da composição da liga ou do tipo de carbonetos. Os aços rápidos sinterizados possuem dureza mais elevada em relação aos aços rápidos convencionais, além do maior teor de carbono e vanádio que, diretamente, proporcionam o aumento da resistência ao desgaste. O mais alto teor de vanádio e de carbono, conforme ilustrado nas tabelas 2.1 e 2.2, a maior dureza e o aumento proporcional da resistência do material são verificados nos aços rápidos sinterizados. Os aços em geral, tratados termicamente, mostram uma melhoria inicial das propriedades relativas à resistência ao desgaste, quando submetidos a um aumento da dureza, mas eventualmente esta correlação é inversa. É possível que a redução da resistência ao desgaste, para elevados valores de dureza, tanto para os aços trabalhados a frio como para os tratados termicamente, esteja relacionada com a redução da tenacidade [STEVENSON, 1984]. A figura 2.13 mostra a relação entre dureza e resistência ao desgaste para diversos materiais, indicando, também, que até certo ponto o aumento de dureza proporciona um aumento na resistência ao desgaste dos aços tratados termicamente e, depois, essa relação ocorre de maneira inversa.

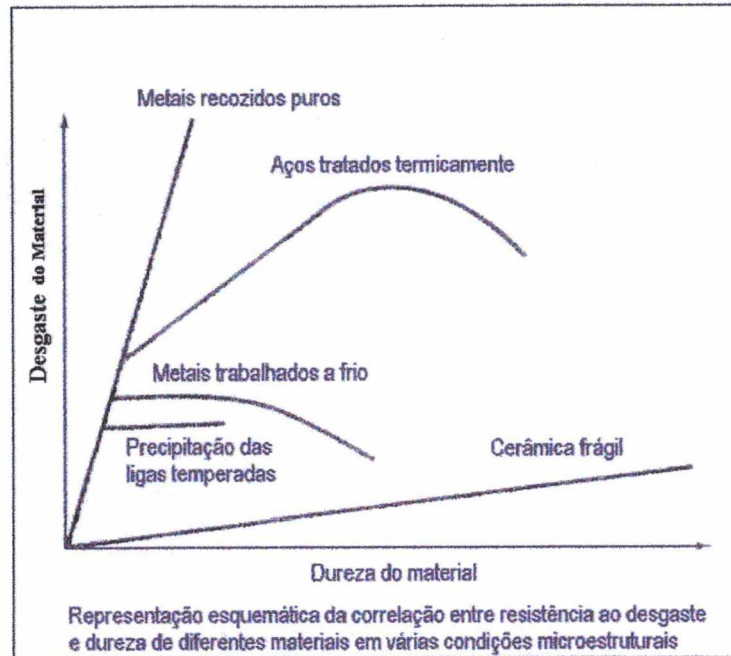


Figura 2.14 – Desgaste versus Dureza [COLPAERT, 1974]

2.6 – Principais Microconstituintes dos Aços Rápidos Tratados Termicamente e Seus Efeitos na Resistência ao Desgaste da Ferramenta

a) Martensita

Seu aspecto micrográfico típico se dá em forma de numerosas placas microscópicas ou agulhas, cada uma das quais se forma da austenita original por um processo de cisalhamento repentino que tem lugar em menos de um milionésimo de segundo. Sua composição química é a mesma que a da austenita original, mas apresenta um reticulado tetragonal de corpo centrado, em contraste com o reticulado cúbico de corpo centrado da ferrita. A propriedade mais importante da martensita é sua excepcional dureza, a qual, entretanto, depende do teor de carbono. À composição eutetóide, a martensita apresenta uma dureza de aproximadamente 65 HRC, a qual, em parte é uma propriedade intrínseca da martensita, mas em parte também é devido as distorções extremamente severas que acompanham sua formação, em razão do fato da martensita apresentar um volume específico maior do que o da austenita da qual se origina. Em resumo,

pode-se dizer que a martensita é uma estrutura meta estável, correspondente a uma solução sólida super saturada do carbono no ferro alfa [FERRARESI, 1977].

b) Carbonetos

Como se sabe, no estado recozido os aços são constituídos de ferrita e carbonetos. A ferrita é a forma alotrópica alfa do ferro, podendo manter, em solução ou não, determinados elementos de liga. Nos aços carbonos comuns, a ferrita é praticamente constituída de 100% de ferro, mas nos aços liga ela pode conter em solução Mn, Si, Ni, Cr e Co. Assim, também, o carboneto pode ser simplesmente cementita (Fe_3C), ou esta mesma cementita contendo alguns elementos formadores de carbonetos (Cr, V, W e Mo) em solução, ou pode ser um ou vários carbonetos de liga como: Cr_7C_3 ; Cr_{23}C_6 ; V_4C_3 ; $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$; $\text{Fe}_4\text{Mo}_2\text{C}$. Quando o aço contém vários elementos formadores de carbonetos, o carboneto de liga poderá conter mais do que um desses elementos. Por exemplo, o carboneto duplo $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ poderá conter Mo, Cr e V e o carboneto de vanádio V_4C_3 poderá conter Cr, W e Mo. Quando os carbonetos contém vários dos elementos de liga eles são normalmente designados por M_6C ou M_4C_3 , onde M representa os átomos metálicos do carboneto [FERRARESI, 1977]. Os carbonetos mais comuns nos aços rápidos são:

- M_6C carboneto rico em W ou Mo, correspondente ao carboneto complexo de reticulado cúbico de face centrada, podendo manter em solução certa quantidade de Cr, V e Co.
- MC carboneto rico em V, correspondente ao carboneto cúbico de face centrada, podendo manter em solução quantidade de W, Mo, Cr e Fe.

A quantidade, distribuição e tamanho dos carbonetos na microestrutura de um aço exercem influências diferenciadas na resistência ao desgaste. Geralmente, a resistência ao desgaste melhora com o aumento da quantidade de carbonetos presentes na microestrutura. Este efeito se deve, geralmente, à proporção da área superficial ocupada pelos carbonetos, o que é mais evidente quando o arrancamento por abrasão não é um fator relevante. A figura 2.15 e a tabela 2.4 mostram a influência da quantidade de carbonetos no desgaste das ferramentas de aço rápido [RIGNEY; GLASSER, 1978].

Os valores de dureza dos aços, conforme ilustra a tabela 2.4, encontram-se na estreita faixa de 65 a 67,5 HRC. Entretanto, as taxas de desgaste variam consideravelmente. O fator dominante indica ser o teor de carbonetos de vanádio tipo MC, o qual foi superior na liga T15 em relação às ligas T1 e M1 [RIGNEY; GLASSER, 1978].

Tabela 2.4 – Dureza e tipo de carbonetos nos rápidos das classes T e M [RIGNEY; GLASSER, 1978].

Composição %					
Tipo de liga	C	V	Total de carbonetos	Carbonetos tipo MC	Dureza HRC
T1, M1	0,75	1	29	2	65
M2, M2S	0,85	2	28	3	65
M7, M10, M2, M2S	1,0	2	26	4	66
M2, M41	1,1	2	28	4,5	67,5
T15	1,5	5	32	10	67,5

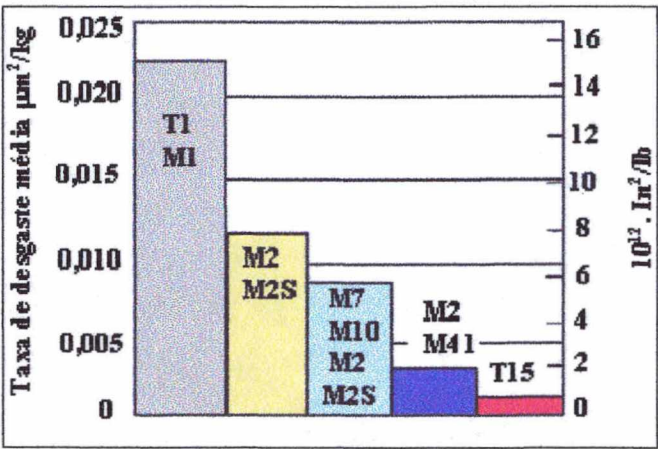


Figura 2.15 – Taxa de desgaste para aços rápidos [RIGNEY; GLASSER, 1978].

O aço rápido, como citado anteriormente, apresenta uma microestrutura complexa, com matriz martensítica e partículas de segunda fase (carbonetos primários e secundários) de diversos tipos e dimensões. Dependendo da dimensão da partícula de segunda fase, ela pode fornecer proteção contra a oxidação. Quando o tamanho médio das partículas de segunda fase for menor ou igual à espessura da camada de óxido, elas podem estar dentro desta camada. Sua remoção acontece com a quebra dessa camada. Portanto, as partículas de segunda fase não são capazes de

proteger a matriz metálica, mas podem aumentar a capacidade do substrato de manter a camada de óxido [VARDAVOULIAS, 1994].

Partículas de segunda fase com dimensão superior à da camada de óxido podem permanecer presas à matriz mesmo após a quebra desta camada. Partículas remanescentes na matriz criam uma protuberância na superfície, sendo as responsáveis pelo desgaste do contra-corpo, preservando a matriz. Este estágio de desgaste pode ser acompanhado pelo aumento da abrasão no contra-corpo, sendo tanto maior quanto mais elevada a coesão matriz/partícula de segunda fase [AMBROZIO, RIBEIRO, 1998].

Quando as partículas na matriz tiverem um tamanho bem superior à espessura de camada de óxido o desgaste do contra-corpo será basicamente determinado por elas. Devido ao seu comportamento mecânico e suas dimensões, as partículas de segunda fase estão, em grande parte, envolvidas pela matriz metálica, sendo dificilmente destacadas e, portanto, protegendo-a. Nesta situação os produtos de desgaste são provenientes principalmente do contra-corpo [AMBROZIO; RIBEIRO, 1998].

2.7 – Vida e Desgaste das Ferramentas de Corte

Para facilitar a compreensão da parte final da revisão bibliográfica, apresentação e análise dos resultados da pesquisa experimental realizada neste trabalho, faz-se, neste momento, um parentêsis na sequência desta revisão com o objetivo de trazer subsídios que contribuam para o entendimento do estudo da vida e desgaste das ferramenta de usinagem.

2.7.1 – Vida da ferramenta

Denomina-se vida de uma ferramenta o tempo que a mesma trabalha efetivamente até perder a sua capacidade de corte, dentro de um critério previamente estabelecido [FERRARESI, 1977]. Em uma operação de usinagem, o desgaste da ferramenta de corte é influenciado, em parte, por fatores não integralmente conhecidos. No entanto, é certo que ele depende das condições de usinagem a que essa ferramenta está submetida. Portanto, a interdependência entre

desgaste e condições de usinagem deve ser levantada para cada combinação peça-ferramenta específica [CONSALTER, 1985].

2.7.2 – Desgaste da ferramenta

Em geral o fim de vida da ferramenta é atribuído a avarias e desgastes que geralmente levam a ferramenta ao colapso total [GOMES, 1996]. A seguir, são apresentados os dois tipos mais frequentes de desgastes que ocorrem em ferramentas de aço rápido, de metal duro e cerâmica durante a usinagem:

a) O desgaste de flanco

É indicado pela faixa desgastada no flanco da ferramenta, como mostra o esquema da figura 2.16. A largura ou a altura da marca de desgaste é que exprime o grau de comprometimento da ferramenta para prosseguir na tarefa de usinagem. Esta largura, em geral, não é uniforme, podendo ser maior nos extremos da marca, ou seja, na quina da ferramenta e no ponto em que esta sai da superfície transitória da peça. O desgaste no flanco da ferramenta é causado, principalmente, por abrasão quando este se encontra em contato com a superfície transitória da peça. Esse desgaste não pode ser evitado, porém, com uma correta escolha das condições de corte e do material da ferramenta, pode-se minimizá-lo.

b) O desgaste de cratera

É a depressão que se forma na face da ferramenta e é causado principalmente pelo atrito do cavaco com esta face, figura 2.16. A cratera é caracterizada pela sua profundidade “KT” e pela distância “KM” medida da posição original do gume até o centro da cratera, figura 2.15. O colapso da ferramenta pode ocorrer tanto devido ao desgaste de cratera quanto pelo desgaste de flanco, ou ainda, pelo efeito combinado de ambos. O desgaste provoca um deslocamento do gume, conforme ilustra a figura 2.16, fato que pode ser reduzido pela especificação correta da ferramenta e das condições de corte. Um valor elevado de KT facilita o lascamento e a quebra da ferramenta [MARCONDES, 1990].

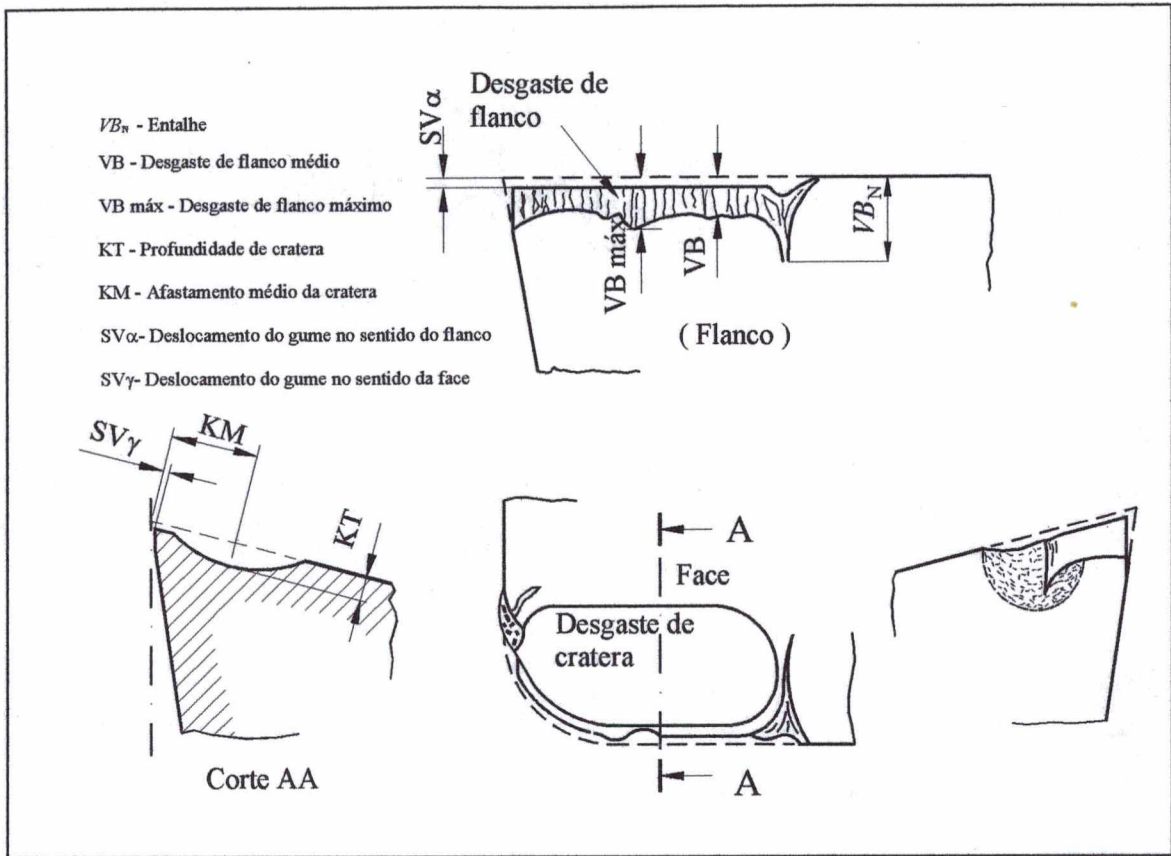


Figura 2.16 - Ferramenta com desgaste no flanco e na face. [ISO 3685, 1977]

A seguir, a tabela 2.5 apresenta um conjunto de valores obtidos a partir de observações empíricas e que são encontradas na literatura clássica de usinagem como referencial para estabelecer o critério de fim de vida das ferramentas.

Tabela 2.5 – Valores recomendados para desgastes de ferramentas [BOEHS; CONSALTER.; FERREIRA, 1997]

Material	Tipo de Desgaste		Faixa de Valores (mm)
AÇO RÁPIDO	Largura da marca de desgaste	VB	0,2 a 1,0
		VB _{MÁX}	0,35 a 1,0
	Profundidade de cratera KT		0,1 a 0,3
METAL DURO	Largura da marca de desgaste	VB	0,3 a 0,5
		VB _{MÁX}	0,5 a 0,7
	Profundidade de cratera KT		0,1 a 0,2
CERÂMICA	Largura da marca de desgaste	VB	0,15 a 0,3
	Profundidade de cratera KT		0,1

2.7.3 - Mecanismos de desgaste das ferramentas

A usinagem é um processo de remoção de material que é desenvolvida em condições muito severas de deformação plástica e de atrito, sendo, por este motivo, fonte geradora de intenso calor [QUEIROZ, 1976]. Em consequência destas condições ocorrem diversos mecanismos de desgaste que agem simultaneamente, de forma que a influência individual para o desgaste total da ferramenta é de difícil mensuração. São conhecidos os mecanismos de abrasão, adesão, difusão e oxidação [BOEHS, 1991], porém, por se tratarem de mecanismos de desgaste comuns à maioria dos materiais empregados em ferramentas de usinagem, esses já foram explorados e citados em diversos trabalhos acadêmicos que abordam tal assunto [KÖNIG, 1981; BOEHS, 1991; CONSALTER, 1985; GOMES, 1996]. Por isso, tais mecanismos não serão discutidos neste trabalho.

CAPÍTULO 3

VANTAGENS, APLICAÇÕES E DADOS PRÁTICOS DAS FERRAMENTAS DE AÇOS RÁPIDOS SINTERIZADOS

3.1 – Vantagens das Ferramentas de Aço Rápido Sinterizado Sobre as Convencionais

Como já foi mencionado anteriormente, a tecnologia dos processos de metalurgia do pó possibilita a obtenção de ferramentas com qualidade superior, trazendo melhorias para o processo de usinagem, seja pela maior durabilidade dessas ferramentas ou maior qualidade das peças usinadas. Uma das grandes vantagens do aço rápido sinterizado é o aumento na vida da ferramenta. As figuras 3.1a e 3.1b mostram uma comparação entre as ferramentas de aço convencional e as ferramentas de aço sinterizado, onde pode-se observar um aumento na vida da ferramenta sinterizada. A taxa de desgaste das ferramentas de aço rápido sinterizado foi inferior em relação às ferramentas de aço convencional, assim como o intervalo de tempo para uma nova afiação foi maior e, portanto, o número de reafiações a que a ferramenta é submetida também é menor, refletindo na redução do custo do processo de usinagem [SCHWARZENBECK, 1995].

Diferentes condições de corte podem trazer mudanças significativas na vida da ferramenta. Uma regra geral diz que reduzindo-se a velocidade de corte de uma ferramenta reafiada a partir da cunha da ferramenta, em operações de desbaste, ocorre uma perda de 50% na vida da ferramenta. Para operações de acabamento esta redução é pequena, devido ao baixo aumento da temperatura gerada durante a usinagem [SCHWARZENBECK, 1995]. Uma análise econômica destaca o aumento da vida das ferramentas de fresamento sinterizadas e revestidas com Ti(C, N). Em comparação com as ferramentas de fresamento de aço rápido convencional sem revestimento, a aplicação ilustrada na tabela 3.1 mostra uma economia em termos de valores DM de 3,63, moeda alemã, que corresponde a uma redução de 50% no custo total do processo [SCHWARZENBECK, 1995].

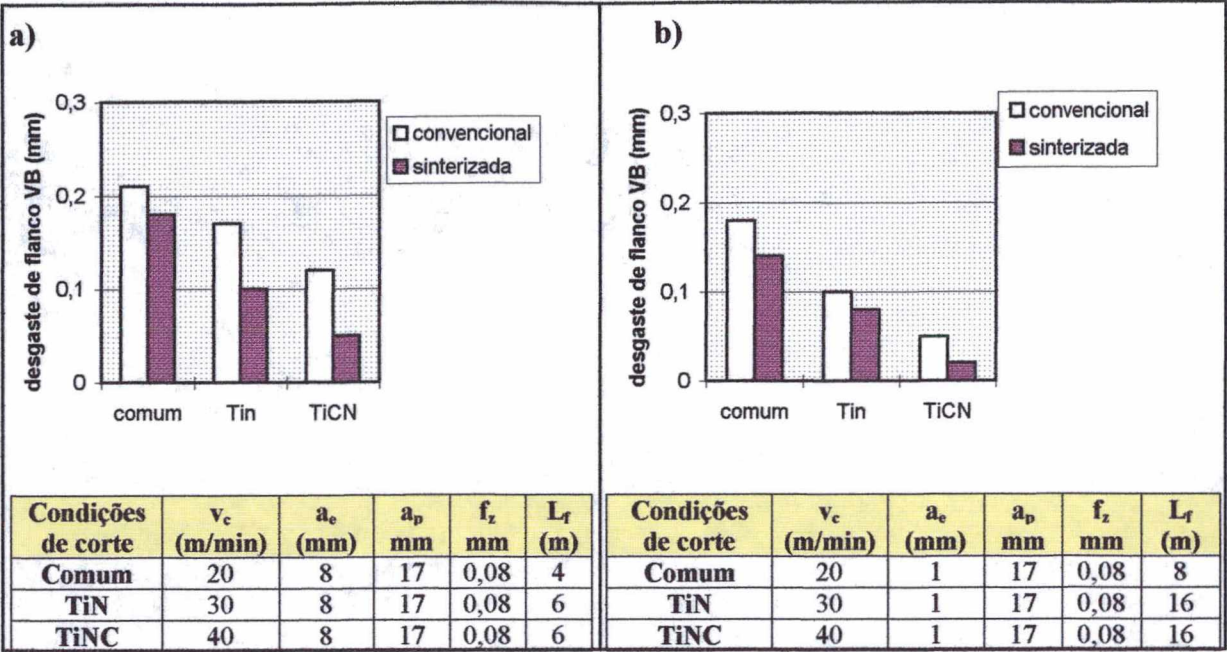


Figura 3.1 - Comparação entre a performance das ferramentas de fresamento de aço rápido sinterizado e a convencional [SCHWARZENBECK, 1995]

Tabela 3.1– Custo de fabricação da fresa de aço rápido sinterizado e convencional [SCHWARZENBECK, 1995]

		Tipo de ferramenta		
		Convencional		Sinterizada
		Sem Revestimento	TiCN	TiCN
Custo da ferramenta	DM	40,0	90,00	90,00
Número de reafiações		5	5	5
Custo de reafiações	DM	9,50	9,50	9,50
Comprimento usinado	m	24	42	70
Custo proporcional à ferramenta	DM	1,46	1,31	0,79
Custo da máquina	DM/h	80,00	80,00	80,00
Custo do operador	DM/h	35,00	35,00	35,00
Comprimento usinado por peça	m	0,4	0,4	0,4
Taxa de avanço	mm/min	130	260	260
Tempo de produção	min	3,08	1,54	1,54
Custo proporcional à produção	DM	5,90	2,95	2,95
Custo total	DM	7,96	4,26	3,73

Apesar de ocorrer um custo inicial relativamente alto para a produção de peças com ferramentas de aço sinterizado, superior às ferramentas de aço convencional, os benefícios gerados por este material reduzem consideravelmente o custo final de usinagem dessas peças.

3.2 – Aplicações dos Aços Rápidos Sinterizados em Ferramentas

Esta seção tem como finalidade trazer informações, coletadas em bibliografias específicas de usinagem, relacionadas às propriedades das ferramentas de aços rápidos, e as mais relacionadas à pesquisa experimental deste trabalho.

a) Ferramentas de fresamento

Umas das maiores aplicações deste aço é como ferramentas de fresamento. Com o emprego deste material as taxas de remoção podem ser elevadas pelo aumento da velocidade de corte e/ou do avanço. Em geral, aumenta-se o avanço em operações de desbaste e a velocidade de corte em operações de acabamento. A figura 3.2 mostra o desempenho de ferramentas de aço ASP30 e ASP60, comparando-as com o aço rápido convencional M42. Pode-se observar que as ferramentas de aço rápido sinterizado tem uma vida significativamente maior, além de suportarem velocidades mais elevadas. [PINNOW; STASKO, 1990].

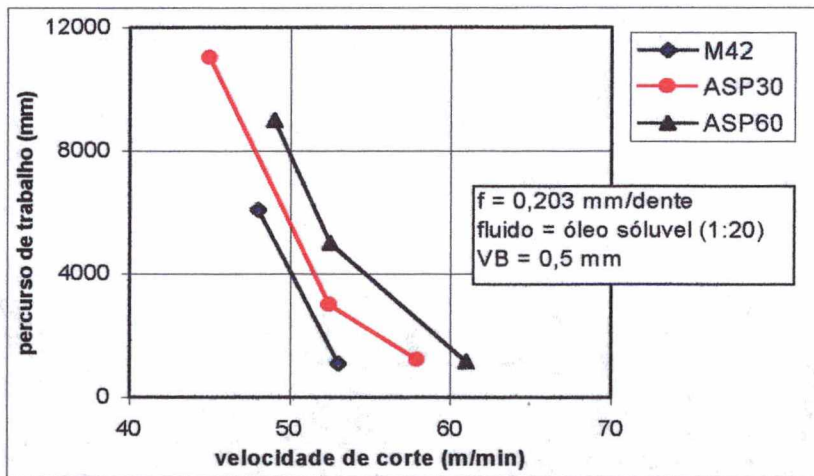


Figura 3.2 – Resultados do fresamento em liga de Ti-6Al-4V, dureza: 321 HB

b) Ferramentas de furação

Escareadores, alargadores e brocas também têm sua resistência aumentada quando produzidas a partir de aço rápido sinterizado. Por exemplo, na utilização de dois alargadores, um feito de aço M44 e o outro de ASP30, para alargar um furo de diâmetro 15 mm até 16 mm, ficou

evidente a superioridade do segundo, que é de material sinterizado. O alargador de aço M44 trabalhou na velocidade de 124 rev/min, levando 3 min para executar cada furo, num total de 60 furos. O alargador de aço ASP30 trabalhou numa velocidade maior, 189 rev/min, levando 2 min para executar cada furo no total de 180 furos, além disso, facilitando a reafiação. Ressalta-se que o avanço foi o mesmo para os dois alargadores [STEVENSON, 1984].

c) Ferramentas de brochamento

É uma outra grande aplicação do aço rápido sinterizado, com ganho significativo na vida da ferramenta, quando utilizado na usinagem de materiais de difícil usinabilidade.

No brochamento de componentes automobilísticos de alta dureza foi utilizada uma ferramenta convencional feita de aço M35, com composição química semelhante ao M41 e o número de peças usinadas por essa ferramenta foi de 5.600 unidades. Com a ferramenta de aço sinterizado o número de peças usinadas aumentou para 20.000 unidades [STEVENSON, 1984].

d) Fabricação de engrenagens

Geradoras de engrenagens, fabricadas em aço rápido sinterizado, oferecem uma substancial redução do custo do produto e possibilitam um aumento nas velocidades de trabalho. Ferramentas em aço M35 e ASP30 foram comparadas na fabricação de engrenagens de diferencial de trator feitas de aço com dureza 160-180 HB. A usinagem de 20 peças resultou no desgaste de flanco de 0,44 mm para a ferramenta ASP30 contra 0,72 mm para a ferramenta M35 [STEVENSON, 1984].

e) Outras aplicações

O aço rápido sinterizado pode ser utilizado na fabricação de ferramentas de estampagem, matrizes, extrusores e ainda perfis de diversas formas [PINNOW; STASKO, 1990].

3.3 – Dados Práticos Referentes às Ferramentas de Aços Rápidos Sinterizados

Devido à necessidade de se agrupar informações, obtidas na prática, sobre o comportamento dos aços rápidos sinterizados, no que diz respeito aos processos de usinagem nos

quais os mesmos são empregados, a influência do tratamento térmico sobre suas propriedades mecânicas e a comparação de diferentes ligas no que diz respeito a essas propriedades, é que buscou-se artigos disponíveis na literatura para ilustrar e enfatizar as peculiaridades dos trabalhos até então desenvolvidos sobre esse material. Dentre os artigos consultados, os abaixo citados trazem informações relevantes e de utilidade prática na compreensão de como esses materiais são tratados e abordados pelos pesquisadores no assunto. A seguir, procurou-se apresentar a metodologia empregada, os materiais utilizados, os objetivos e as conclusões obtidas em cada um desses artigos, isso para facilitar uma posterior consulta por interessados no assunto e também para criar subsídios, em termos comparativos, ao presente trabalho.

Outro motivo que levou a fazer essa revisão sobre os dados práticos sobre aços rápidos sinterizados foi que não se encontrou nenhum trabalho de tese que abordasse a aplicação prática deste material como ferramenta de corte.

a) P/M Tool Steels

Segundo Stevenson *et. al.* [1984] duas classes de ferramentas de corte bastante utilizadas na usinagem de componentes da indústria aeronáutica, produzidas em ligas de titânio e super ligas, são as T15 e M42, as quais contém, respectivamente, 5 e 8% de Co.

Porém, com a intenção de obter propriedades mecânicas comparáveis com as das ferramentas CPM T15 e T15 convencional, ambas com médio percentual de cobalto, foi desenvolvida a liga CPM Rex 25. Outro objetivo do desenvolvimento desta liga foi a eliminação do cobalto, pois este elemento eleva o custo de fabricação dos aços rápidos em geral. Os dados comparativos dessa liga com a liga CPM T15 são mostrados nas tabelas 3.2 a 3.4. As tabelas 3.2 e 3.3, respectivamente, mostram os resultados de resistência de têmpera e dureza a quente destas ligas, onde as mesmas foram tratadas termicamente para uma máxima dureza. A tabela 3.5 mostra os resultados de testes em laboratório com ferramentas de torneamento utilizadas na usinagem da liga H13, que é um aço ligado para trabalho a quente, cujo o elemento principal é o cromo. Outra liga usinada foi a de titânio [DAX; HASWELL; STASKO, 1980].

Tabela 3.2 – Resistência ao revenimento dos aços CPM [DAX; HASWELL; STASKO, 1980].

Tipo de liga	Temperatura de Têmpera 1230 °C				
	Temperatura de revenimento (°C)				
	550 3 tempos/2h	595 2h	595 2 + 2 + 4h	650 2h	650 2 + 2 + 4h
	Dureza (HRC)				
CPM Rex 25	68	66,5	65,5	62,5	55
CPM Rex T15	67	65,5	64,5	61	54,5

A tabela 3.3 mostra diferentes valores de dureza obtidos através de diversas temperaturas de triplo revenimento. A melhor condição de dureza destas ligas foi obtida com a temperatura de triplo revenimento de 650 °C, em um tempo de 8 h. Os resultados ilustrados na tabela 3.2 e 3.3 mostram que a dureza a quente e a resistência ao revenimento das ligas CPM T15 e CPM Rex 25 são equivalentes, porém, a tenacidade da T15 é superior, conforme mostra a tabela 3.4, fato que pode ser explicado pela diferença na composição química, tabela 2.2 do capítulo 2, que resulta em melhores propriedades mecânicas.

Tabela 3.3 – Dureza a quente dos aços CPM [DAX; HASWELL; STASKO, 1980]

Tipo de liga	Temperatura de Trabalho (°C)				
	Temperatura Ambiente (inicial)	540	595	650	Temperatura ambiente (pós teste)
	Dureza (HRC)				
CPM Rex 25	67,8	57,8	54,0	48,4	64,3
CPM Rex T15	66,7	57,1	54,2	48,2	63,4

A tenacidade foi a propriedade que apresentou maior sensibilidade entre as ligas comparadas neste trabalho. Pela tabela 3.4 podemos observar que a liga CPM T15 sinterizada apresentou um aumento na ordem de 54% sobre a convencional.

Tabela 3.4 – Ensaio de Charpy e tensão de fratura por flexão dos aços [DAX; HASWELL; STASKO, 1980]

Tipo de liga	Temperatura de austenitização (°C)	Dureza (HRC)	Ensaio de Charpy valor de impacto (J)	Tensão de fratura por flexão (MPa)
CPM Rex 25	1230	68	13	3654
CPM Rex T15	1230	67	19	4674
Convencional T15	1230	66	6	2150

Pela tabela 3.5 podemos observar que nos ensaios de torneamento em corte contínuo de duas ligas diferentes, H13 e Ti-6Al-6V-2Sn, o tempo de vida da ferramenta produzida a partir da liga CPM REX 25 foi semelhante ao da ferramenta produzida a partir da liga CPM T15. Entretanto, para o corte intermitente, com a ferramenta CPM T15, de maior tenacidade, obteve-se um tempo de vida superior à ferramenta CPM REX 25.

Tabela 3.5 – Vida da ferramenta de aço CPM usada no processo de torneamento [DAX; HASWELL; STASKO, 1980]

Tipo de liga	Temperatura de austenitização (°C)	Dureza (HRC)	Vida da ferramenta em minutos Com o desgaste de flanco de 0,4 mm		
			Corte intermitente em uma liga de aço H13 (33HRC)	Corte contínuo em uma liga de Aço H13 (33HRC)	Corte contínuo em uma liga Ti-6Al-6V-2Sn (33 HRC)
CPM Rex 25	1230	68	18,35	16	17
CPM Rex T15	1230	67	33,5	15	17
Condições de corte					
Velocidade (m/min)	15		21,6		10,8
Avanço (mm)	0,10		0,16		0,24
Profundidade (mm)	1,57		1,57		1,57
Fluido	--		--		--

b) Wear Behaviour of Sintered T15 High-Speed-Steel Inserts

O trabalho realizado por Mesquita e Marques *et. al.* [1988] consistiu na análise do comportamento ao desgaste das pastilhas de aço rápido sinterizado T15, utilizadas no processo de torneamento, e na discussão dos efeitos do tratamento térmico sobre a resistência ao desgaste das mesmas. Para a realização do referido trabalho os pesquisadores adotaram os seguintes parâmetros de usinagem:

- $f = 0,18 \text{ mm}$;

- $a_p = 2,5 \text{ mm}$;

- $v_c = 47 \text{ m/min}$

*Obs.: Usinagem realizada com fluido de corte à base de água.

Os ensaios foram realizados em um torno CNC equipado com uma plataforma piezelétrica e o material usinado foi o aço ABNT 1045 com 195 HB. Os valores de dureza das ferramentas, apresentados na tabela 3.6, foram obtidos com a média das medições de dureza de três pastilhas, já afiadas, de mesmo material e com as mesmas condições de tratamento térmico, tabela 3.6. Segundo os autores, os principais tipos de desgastes verificados durante os ensaios foram o desgaste de flanco e o de cratera. O desgaste de flanco foi adotado como critério de fim de vida das ferramentas. Estes foram medidos segundo a norma ISO 3685.

Tabela 3.6 - Condições de fabricação das ferramentas de corte [Mesquita e Marques, 1988].

Qualidade do Inserto (pastilha)	Parâmetros de Processamento	Recozimento S/N	Temperatura de Têmpera (°C)	Temperatura de Revenimento (°C)	Dureza HV 30
121	T15 sinterizado	Não	1200	450	902
126	15min	Não	1200	480	900
127	T= 1270 °C	Não	1200	520	885
131	T15 pré-sinterizado	Sim	1220	450	875
136	5 min	Sim	1220	480	900
	T = 1270 °C				
151	T15 sinterizado	Sim	1220	450	823
156	15min	Sim	1220	480	905
157	T= 1270 °C	Sim	1220	520	800
161	T15 pré-sinterizado	Não	1220	450	905
166	5 min	Não	1220	480	935
	T = 1270 °C				
181	T15 sinterizado	Não	1220	450	890
186	15min	Não	1220	480	922
187	T= 1270 °C	Não	1220	520	885
T15C	Convencional (forjado)	Não	1220	540	890

Os resultados obtidos, segundo os referidos autores, não foram significativos o bastante para relacionar a temperatura de revenimento de cada pastilha, tabela 3.6, com os desgastes verificados no flanco e na face das mesmas. Ressalta-se que a temperatura de têmpera foi a mesma para todas as pastilhas e que as temperaturas de revenimento utilizadas nesse trabalho

encontram-se abaixo da temperatura de revenimento a partir da qual ocorre uma variação significativa na dureza e, conseqüentemente, na resistência ao desgaste das ferramentas.

Tal constatação é ilustrada por Colpaert, figura 3.3, na qual observa-se que até uma temperatura de aproximadamente 540 °C não ocorre variação significativa na dureza dos aços rápidos.

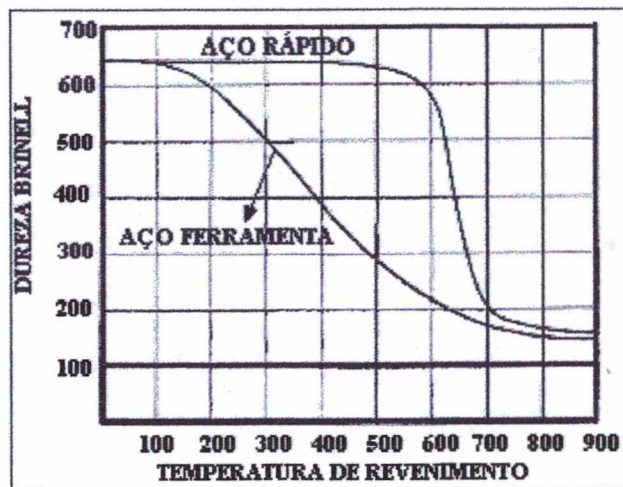


Figura 3.3 – Dureza versus temperatura de revenimento [COPALERT, 1974]

Esta constatação também é confirmada pela figura 3.4, de autoria da CRUCIBLE [CRUCIBLE, 1993], que é a fabricante das ferramentas de aços rápidos sinterizados da classe CPM Rex. Através dessa figura, verifica-se que as temperaturas de revenimento adotadas para os corpos de prova, tabela 3.7, encontram-se acima de 540 °C, pois temperaturas inferiores a 540 °C, não alteram significativamente as propriedades mecânicas dos aços rápidos. Ainda, de acordo com a tabela 3.7, também fornecida pela CRUCIBLE, verifica-se que a temperatura de revenimento de 560 °C, para a temperatura de têmpera de 1175 °C, foi a que proporcionou os maiores valores de dureza e tenacidade da liga T15.

Outra variável importante no processo de tratamento térmico, e que favorece uma boa tenacidade e uma boa resistência ao desgaste para as ferramentas de corte de aço rápido sinterizado, é a temperatura de têmpera. Reduzindo-se a temperatura de têmpera, ou pré-têmpera, reduz-se o tamanho de grão e aumenta-se a tenacidade, tabela 3.7 [CRUCIBLE, 1993].

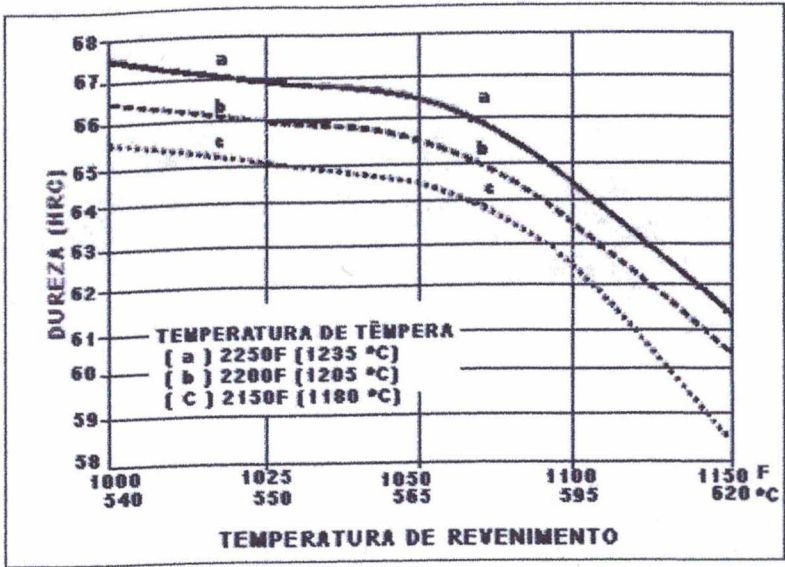


Figura 3.4 – Dureza versus temperatura de revenimento das ligas T15 sinterizadas [CRUCIBLE, 1993]

Tabela 3.7 – Tenacidade e dureza x tratamento térmico das ligas T15 [CRUCIBLE, 1993]

Temperatura de têmpera (°C)	Temperatura de revenimento (°C)	Dureza (HRC)	Ensaio de Charpy valor de impacto (J)	Tensão de fratura por flexão (Mpa)
1235	540	68	16	4005
1235	550	67	19	4675
1175	550	65	28	4867
1175	565	64,5	29	5102

c) Powdered High Speed Tool Steel

A pesquisa realizada por Hitachi, Matsuda e Shibata *et al.*[1990], também confirma as constatações anteriores, mostra a importância do tratamento térmico e da composição química sobre o desempenho das ferramentas de aços rápidos sinterizados. O objetivo desse trabalho foi obter a melhor condição de tenacidade e de resistência ao desgaste oferecida pelo controle do tamanho e quantidade dos carbonetos presentes nas ferramentas de corte de aço rápido sinterizado. Para tal, os referidos autores utilizaram ligas de diferentes composições químicas, conforme mostra a tabela 3.8. Fixaram a temperatura de revenimento em 560 °C e variaram a

temperatura de têmpera, tabela 3.9. Os testes de resistência ao desgaste foram feitos pelo método Ohgoshi, com abrasão acelerada, sob as seguintes condições:

- Material utilizado: SCM 415, recozido
- Comprimento total usinado: 200 m
- Velocidade: 175,8 m/min

Tabela 3.8 – Aço rápido sinterizado com diversas composições de ligas [HITACHI; MATSUDA; SHIBATA, 1990]

Composição (%)										
Aço	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Co	Weq	2Mo/Weq
A	2,72	2,27	0,32	5,96	-	35,55	6,95	15,2	35,5	-
B	1,22	0,59	0,61	4,52	3,43	9,86	3,00	5,11	16,7	0,41
C	1,92	0,42	0,37	4,13	2,73	19,36	5,07	10,8	24,8	0,22
D	2,10	0,15	2,32	3,22	10,89	35,54	1,25	2,11	57,3	0,38
E	3,24	1,28	0,18	5,15	1,33	17,78	12,31	18,53	20,4	0,13
F	2,20	0,61	0,45	4,33	7,61	9,22	5,41	8,95	24,4	0,62

De acordo com a tabela 3.9, a ferramenta que obteve o melhor resultado em termos de resistência ao desgaste foi a produzida a partir da liga B, cuja temperatura de têmpera é inferior à das demais. Além disso, essa liga apresentou menor dureza e maior tenacidade.

Tabela 3.9 – Resistência ao desgaste versus temperatura de têmpera [HITACHI; MATSUDA; SHIBATA, 1990]

Nº	Têmpera e Revenimento	Dureza (HRC)	Tensão de fratura por flexão (kgf/cm ²)	Resistência ao desgaste
A 1	- 1230 °C 3min, resf. em óleo	72,2	311	323
A 2	- 560 °C 1h, resf. ao ar, três vezes	72,3	310	293
A 3		72,2	273	100
B 4	- 1200 °C 3 min, resf. em óleo	66,7	556	473
B 5	- 560 °C 1h, resf. ao ar, três vezes	66,8	491	100
C 6	- 1210 °C 3 min, resf. em óleo	69,7	373	358
C 7	- 560 °C 1h, resf. ao ar, três vezes	69,8	370	303
C 8		69,8	322	100
D 9	- 1220 °C 3 min, resf. em óleo	74,4	265	253
D 10	- 560 °C 1h, resf. ao ar, três vezes	74,5	228	100
E 11	- 1210 °C 3 min, resf. em óleo	67,8	355	278
E 12	- 560 °C 1h, resf. ao ar, três vezes	68,0	293	100
F 13	- 1220 °C 3 min, resf. em óleo	69,3	320	235
F 14	- 560 °C 1h, resf. ao ar, três vezes	69,5	302	100

Cabe salientar novamente que a temperatura de revenimento escolhida foi de 560 °C e que a liga de menor dureza foi a que apresentou maior tenacidade e resistência ao desgaste.

d) Properties of Sintered T15 and T42 High Speeds Steels

Outro trabalho, realizado por Kar, Saha e Upadhyaya *et al.* [1993], explorou o efeito da composição química, tratamento térmico, dureza e tenacidade na resistência mecânica das ferramentas de aços rápidos sinterizados. A pesquisa buscou examinar as propriedades dos aços rápidos T15 e T42 sinterizados, tanto a vácuo quanto em hidrogênio, em fase líquida, usando pós pré-ligados atomizados em água. Os ensaios de usinagem foram realizados em um torno com motor de corrente contínua com ampla variação de velocidade. O material usinado foi o aço 1045 com uma dureza uniforme de 175 HV 30 ao longo de toda seção transversal. As condições de corte a seco, avanço de 0,1 mm, profundidade de 1,0 mm e velocidade de corte de 70m/min, foram mantidas constantes. A tabela 3.10 apresenta a composição química das ligas utilizadas neste trabalho, assim como a tabela 3.11 apresenta as temperaturas de tratamento térmico. Através da tabela 3.12 podemos verificar a influência do tratamento térmico sobre a composição química da matriz, da fase escura que se refere ao carboneto do tipo MC e da fase clara que se refere ao carboneto do tipo M_6C , presentes nas ferramentas T15 e T42.

Tabela 3.10 – Composição química das ligas T15 e T42 [KAR; SAHA; UPADHYAYA, 1993]

Tipo de Liga	Composição química (%)								
	C	Cr	Co	Mn	Mo	W	V	S	P
T15	1,60	4,12	4,95	0,4	1,31	12,30	5,26	0,04 max	0,04
T42	1,30	3,96	10,60	0,22	4,01	9,70	2,39	0,044	0,044

Tabela 3.11 – Tratamento térmico das Ligas T15 e T42 [KAR; SAHA; UPADHYAYA, 1993]

Condições de Tratamento Térmico					
Tipo de Liga	Temp. de sinterização a vácuo (°C) tempo de permanência 90 min	Temp. de recozimento tempo de permanência 1h	Temp. de recozimento tempo de permanência 4h	Temp. de têmpera (°C) Tempo de permanência 15 min	Temp. de triplo revenimento (°C) Tempo de permanência 1h
T15	1250 a 1280	900	760	1195	550
T42	1220 a 1250	900	760	1195	550

Tabela 3.12 – Análise das fases presentes nas ferramentas T15 e T42

Ferramenta	w/o (%)						
	Descrição da fase	Fe	Cr	Co	Mo	V	W
T15 sinterizado	Matriz	79,31	3,97	4,80	0,41	2,78	8,73
	Fase escura-carboneto do tipo MC	19,18	-	-	-	48,80	32,02
	Fase clara-carboneto do tipo M ₆ C	31,62	-	-	-	-	68,37
T15 Sinterizado triplo revenimento	Matriz	83,02	4,32	8,95	-	1,80	1,93
	Fase escura-carboneto do tipo MC	4,82	12,10	1,34	2,66	52,28	26,80
	Fase clara-carboneto do tipo M ₆ C	35,23	5,41	4,21	4,15	6,64	44,37
T42 sinterizado	Matriz	74,69	5,08	13,36	0,77	0,83	5,27
	Fase clara-carboneto do tipo M ₆ C	35,42	5,66	6,90	13,55	3,80	34,67
T42 Sinterizado triplo revenimento	Matriz	73,47	4,45	11,22	4,02	1,62	5,42
	Fase escura-carboneto do tipo MC	3,49	9,72	0,11	1,88	54,16	30,64
	Fase clara-carboneto do tipo M ₆ C	34,46	4,96	3,38	1,48	7,21	48,50

A alta densidade das classes T15 e T42 sinterizadas a vácuo em fase líquida foi obtida nas temperaturas de 1270 e 1230 °C, respectivamente. A densidade da classe T15 foi de 87% na temperatura de sinterização de 1250 °C e de 98% na temperatura de 1270 °C, figura 3.5. A densidade da classe T42 foi de 85% na temperatura de 1220 °C e de 98,5% na temperatura de 1230 °C, figura 3.6.

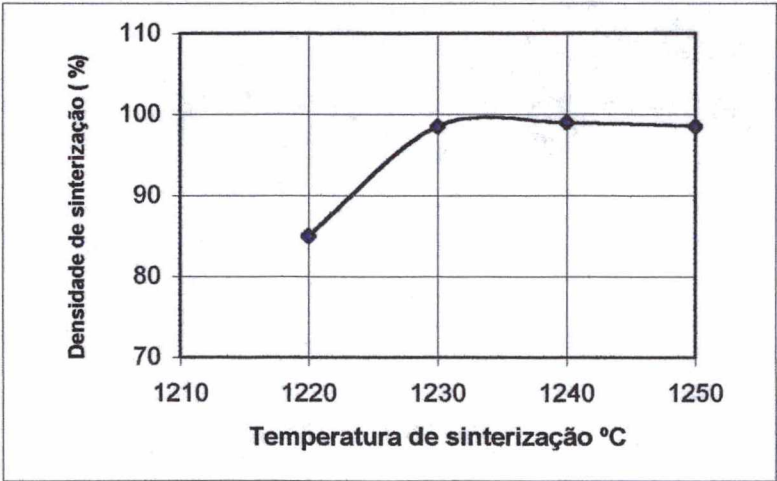


Figura 3.5 – Densidade da liga T15 após a sinterização

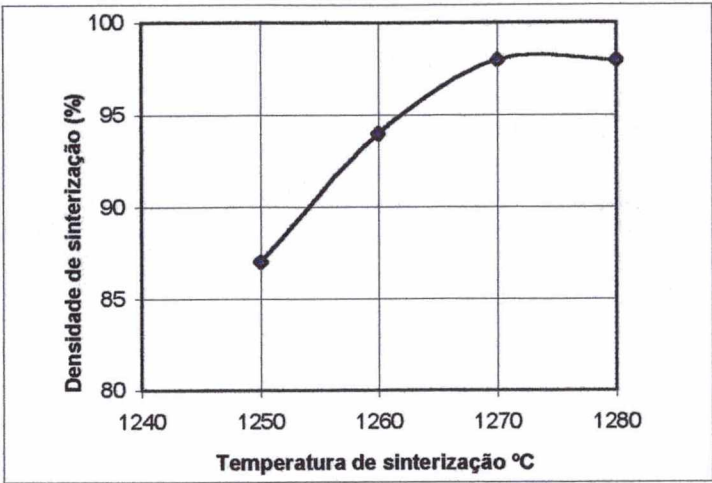


Figura 3.6 – Densidade da liga T42 após a sinterização

Na condição sinterizada, o aço rápido T15 mostrou uma dureza elevada e baixo valor de tenacidade (TRS) comparada com o aço rápido T42. Este fato é atribuído ao efeito do elevado endurecimento da fase sólida e também é relacionado com a dissolução dos carbonetos na liga. A variação da dureza de acordo com a variação da temperatura de sinterização para a classe T15 é ilustrada na figura 3.7 e para classe T42 é ilustrada na figura 3.8.

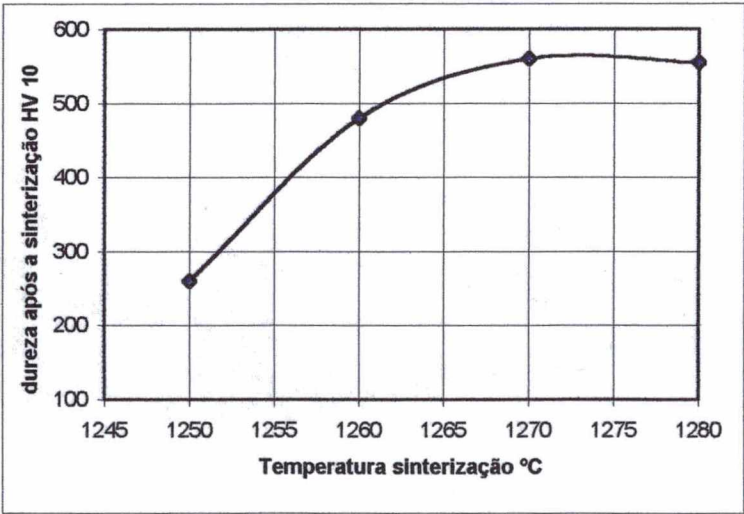


Figura 3.7– Dureza da liga T15 após a sinterização

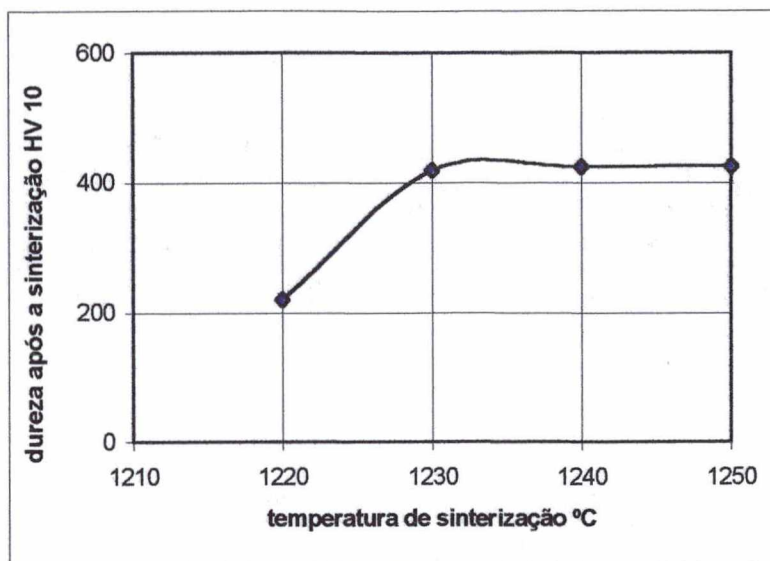


Figura 3.8– Dureza da liga T42 após a sinterização

De acordo com os ensaios realizados neste trabalho, a classe T42 proporcionou à ferramenta uma vida mais longa, 30 min, maior tenacidade e menor dureza em comparação com a classe T15, a qual proporcionou à ferramenta uma vida de 21 min, isto no corte contínuo do aço 1045. A partir dos resultados deste trabalho observou-se mais uma vez que as condições de tratamento térmico, em especial a temperatura de sinterização, alteram as propriedades mecânicas da ferramenta, conferindo uma boa relação entre tenacidade e dureza, e com isso uma boa resistência ao desgaste, implicando na maior vida da ferramenta.

e) Avaliação da Resistência ao Desgaste dos Aços Rápidos AISI M2 e T15

Em um trabalho recente, Ambrozio, Lima, Neves, Ribeiro, Nogueira, Bochs e Funaro *et al.*[1998], que avaliaram da resistência ao desgaste dos aços rápidos AISI M2 e T15 obtidos comercialmente e por metalurgia do pó (M/P). A pesquisa foi realizada com as amostras preparadas por técnicas de metalurgia do pó, empregando duas seqüências de processamento, sinterização com fase líquida e compactação isostática a quente, e tratadas termicamente sob diversas condições, com o objetivo de avaliar a resistência ao desgaste e correlacionando-a com a dureza e características microestruturais. Os ensaios foram efetuados utilizando-se um tribômetro do tipo pino-sobre-disco, de acordo com a norma ASTM G99-95. As composições

químicas desses materiais são apresentadas na tabela 3.13. Estas amostras foram submetidas a tratamento térmico de têmpera e triplo revenimento, conforme temperaturas mostradas na tabela 3.14. Os equipamentos e as condições de ensaios foram as seguintes:

- Tribômetro: Falex ISC-450
- Contra-corpo: disco de alumina
- Carga: 5,0 N
- Velocidade: 0,75 m/s (300 rpm)
- Percurso de trabalho: 1500 m

Obs.: Os ensaios foram realizados a seco.

Segundo os autores, os aços da série T15, sinterizados a vácuo e compactados isostaticamente a quente, apresentaram melhor resistência ao desgaste do que aços da série M2, fundidos/conformados e sinterizados a vácuo. Verificou-se a formação de uma película de óxido indicando, além do desgaste por abrasão, o mecanismo de desgaste por oxidação. Outra verificação foi que a dimensão das partículas de 2ª fase e coesão dos carbonetos com a matriz influenciaram na resistência ao desgaste.

Analisando-se os resultados da tabela 3.14, observa-se que os aços AISI T15, independente do processamento, mostraram maior microdureza e menor perda de massa, portanto menor coeficiente de desgaste em relação aos aços da série M. Verifica-se, ainda, que a microdureza Vickers mostrou um comportamento inversamente proporcional ao valor do coeficiente de desgaste. Entretanto, este comportamento, de acordo com seus próprios autores, não apresentou a mesma tendência verificada por outros autores, conforme podemos observar nos trabalhos apresentados neste capítulo.

Nas tabelas 3.13 e 3.14 os processos de sinterização foram simbolizados conforme abaixo descrito:

F/C – fusão e conformação mecânica

SV – sinterização a vácuo

CIQ – compactação isostática a quente

Tabela 3.13 – Composição química dos aços rápidos utilizados [Ambrozio; Boehs; Funaro; Lima; Neves; Nogueira; Ribeiro, 1998]

Composição %									
Material	C	Mn	Si	Cr	V	W	Co	Mo	Fe
M2-F/C	0,89	0,38	0,39	4,12	2,01	5,98	-	4,98	bal.
M2-SV	0,87	0,30	0,28	3,94	1,98	6,00	-	5,0	bal.
T15-SV	1,60	0,29	0,30	4,00	4,98	12,00	5,00	0,42	bal.
T15-CIQ	1,45	0,17	0,40	4,57	4,35	11,40	4,59	0,69	bal.

Tabela 3.14 - Microdureza Vickers e coeficiente de desgaste para os processamentos e condições de tratamento térmico empregados [AMBROZIO; BOEHS; FUNARO; LIMA; NEVES; NOGUEIRA; RIBEIRO, 1998]

Material	Processamento	Tratamento Térmico (°C)	Microdureza HV [Kg/mm ²]	Coef. de desgaste $W \cdot 10^{-14}$ [m ² .N ⁻¹]
M2	F/C	1160/540	898	1,980
		1210/540	936	0,890
		1210/560	929	0,950
	M/P – SV	1210/540	947	1,270
		1210/560	936	1,420
T15	M/P-SV	1210/540	1014	0,132
		1210/560	985	0,334
	M/P - CIQ	1160/540	945	0,130
		1210/540	1030	0,065
		1210/560	995	0,210

f) Influência dos tratamentos Térmicos nas Propriedades de Aços Rápidos Sinterizados AISI M2 e T15

Um outro trabalho realizado por Ambrozio, Lima, Neves, Ribeiro, e Nogueira *et al.* [1996] verificou a influência dos tratamentos térmicos nas propriedades de aços rápidos sinterizados AISI-T15. Neste trabalho foram comparados os aços rápidos AISI T15 comercial compactados isostaticamente a quente e os obtidos por compactação unidirecional de pós e sinterização a vácuo.

As composições dos aços sinterizados a vácuo (SV) e os compactados isostaticamente a quente (CIQ) são apresentadas na tabela 3.15. Os pós SV foram atomizados em água e

granulometria dos mesmos foi menor que 150 μm . O T15 comercial foi fornecido em barras recozidas processadas por CIQ, cujos pós foram atomizados a gás.

As amostras SV foram obtidas por prensagem uniaxial com 800 MPa e sinterizadas a 1275 °C, durante 60 h. Posteriormente, as densidades foram estimadas pelo método hidrostático. Para o tratamento térmico as amostras para as duas seqüências de processamento foram confeccionadas nas dimensões requeridas para o ensaio de flexão em 3 pontos, segundo a norma ASTM B 528-76.

Tabela 3.15 – Composição química dos pós (% peso) [Ambrozio; Lima; Neves; Nogueira; Ribeiro, 1996]

Liga	C	Mn	Si	Cr	V	W	Co	Mo
T15 (CIQ)	1,45	0,17	0,40	4,57	4,39	11,40	4,59	0,69
T15 (SV)	1,60	0,30	0,30	4,00	4,90	12,00	5,00	-

A tabela 3.16 apresenta uma comparação entre o tamanho de grão austenítico para as duas formas de processamento. O tamanho de grão nas amostras SV mostrou valores em torno de 10% superiores aos seus similares processados por CIQ. Também foi constatado um aumento no tamanho de grão das amostras austenitizadas na maior temperatura, 1210 °C, independente do processamento.

Tabela 3.16 – Tamanhos médios de grão de precipitados para as temperaturas de austenitização [Ambrozio; Lima; Neves; Nogueira; Ribeiro, 1996]

Austenitização [°C]	Tamanho de Grão [μm]		Ø médio precipitado [μm]	
	SV	CIQ	SV	CIQ
1170	7,2	6,4	(2,20 \pm 0,06)	(1,50 \pm 0,03)
1210	7,7	6,7	(2,00 \pm 0,06)	(1,52 \pm 0,03)

A partir da tabela 3.17 pode-se observar que o aumento da temperatura de têmpera (austenitização) provocou um aumento da dureza, para as duas temperaturas de revenimento, 540 °C e 560 °C, respectivamente. A literatura indica para o aço AISI T15 as temperaturas de 540 °C e 560 °C, como o intervalo para se obter a máxima dureza [KARAGOZ; ANDRÉN, 1992]. Normalmente, temperaturas de têmpera mais elevadas proporcionam maior dissolução de carbonetos na matriz, o que deve aumentar a dureza secundária decorrente do revenimento. [Ambrozio; Lima; Neves; Nogueira; Ribeiro, 1996].

Tabela 3.17 – Propriedades mecânicas dos AISI T15 em função das temperaturas de austenitização e revenimento [Ambrozio; Lima; Neves; Nogueira; Ribeiro, 1996]

Austenitização [°C]	Revenimento [°C]	Dureza HRc-SV	Dureza HRc-CIQ	TRs-SV [MPa]	TRs-CIQ [MPa]
1170	540	64,6	65,2	2908	3886
	560	64,2	64,9	2797	4200
1190	540	64,9	66,0	2338	3307
	560	64,7	65,2	2917	4400
1210	540	66,4	66,8	1928	3291
	560	66,1	65,2	2750	3500

As durezas obtidas para os aços preparados pelas duas seqüências de processamento foram da mesma ordem de grandeza, principalmente, devido à composição química similar, tabela 3.15, e quantidades de carbonetos semelhantes. Os valores da resistência à flexão apresentam uma diferença significativa sendo sempre maiores para as amostras dos aços CIQ, devido ao menor tamanho de grão austenítico, carbonetos menores e finamente distribuídos e microestrutura mais homogênea. Alguns autores [CARVILHOS; MARTINS; OLIVEIRA; SANTOS, 1988 e KAR; SAHA; UPADHYAYA, 1993] consideram a resistência à flexão como uma indicação da tenacidade, portanto concluiu-se que amostras CIQ tiveram maior tenacidade, principalmente para a temperatura de revenimento de 560 °C. E pela tabela 3.17 verifica-se que para maiores valores de dureza menor foi a resistência à flexão, portanto, conduzindo a menor tenacidade.

Segundo os autores deste trabalho a seleção de um destes processos de fabricação pode ser realizada em função da aplicação do material. Em situações que envolvam, basicamente, resistência ao desgaste, qualquer uma das duas técnicas pode ser escolhida. Adicionalmente, se a tenacidade também for um requisito, o processo CIQ deve ser o preferido.

3.4 – Breve Comentário Sobre a Revisão Bibliográfica

Através dessa revisão bibliográfica ficou explícito que os aços rápidos ainda têm importância como material de ferramenta, principalmente quando estas são de forma e geometria complexas. Com a fabricação destes aços via metalurgia do pó essa importância aumentou consideravelmente, isto porque os aços rápidos sinterizados apresentam propriedades mecânicas superiores aos aços rápidos convencionais, permitindo a utilização de condições de corte que promovem maior produtividade e reduzem o custo do produto final. Os processos ASP “Anti-Segregation Process”, CPM “Crucible Metallurgy Process” e o Fuldens são as técnicas por metalurgia do pó que mais se destacam.

Após a sinterização os aços rápidos são tratados termicamente. Verificou-se que existe uma combinação adequada de têmpera e revenimento através da qual o material apresenta elevada resistência ao desgaste combinada com uma boa tenacidade, ou seja, nem sempre maior dureza significa maior resistência ao desgaste. Quanto à temperatura de têmpera não, se observou a tendência por alguma temperatura específica como ocorreu para a temperatura de revenimento que, na maior parte dos casos, foi de 560 °C.

Outro fator importante diz respeito aos elementos de liga. Estes têm influência direta nas propriedades mecânicas dos aços rápidos. A composição química das diversas fases presentes nesses materiais após o tratamento térmico depende diretamente desses elementos de liga e têm relação direta com a resistência ao desgaste da ferramenta.

Com relação a dados práticos obtidos principalmente em processos de torneamento verificou-se uma lacuna bibliográfica, ou seja, não se encontraram muitas informações dessa natureza. A maior parte do material pesquisado referente à questão prática em termos de vida de ferramenta de aço rápido não apresentou informações mais detalhadas.

Percebeu-se que existem diversos estudos sobre os aços rápidos sinterizados, porém os resultados ainda são pouco consistentes. A maior parte diz respeito mais à questão metalúrgica e pouco abordam sobre ensaios de usinagem.

Portanto, este estudo certamente traz uma contribuição significativa para que os interessados no assunto tenham em um único trabalho tanto informações referenciadas como também dados obtidos na prática, facilitando o melhor entendimento do que ocorre com os aços rápidos e como estes se comportaram na prática quando utilizados como ferramenta em processo de torneamento.

CAPÍTULO 4

MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E METODOLOGIA UTILIZADA NA PESQUISA

A parte experimental deste trabalho foi parcialmente realizada, nos laboratórios do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal de Santa Catarina. As ferramentas de corte de aços rápidos tanto sinterizados quanto convencionais foram fornecidas pelo IPEN (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares de São Paulo) e as mesmas foram tratadas termicamente e afiadas pela empresa HURTH INFER – Sorocaba – São Paulo.

4.1 – Descrição dos Materiais Utilizados para a Confeção das Ferramentas de Corte

O IPEN adquiriu barras tanto de aço rápido T15 sinterizado, compactadas isostaticamente a quente, quanto de aço rápido M2 convencional, de seção quadrada de 15,9 mm, cortou-as em comprimento de 152 mm, realizou ensaio de resistência à flexão (TRS) e mediu as durezas, a partir de corpos de prova. Estes bits foram enviados para a empresa HURTH INFER, onde foram tratados termicamente e afiados. Dos seis bits de aço rápido T15 sinterizado, dois foram temperados a 1160 °C e revenidos a 540 °C, dois temperados a 1210 °C e revenidos a 540 °C e os demais temperados a 1210 °C e revenidos a 560 °C, os quais foram denominados, respectivamente, TC01, TC02, TC03, TC04, TC05 e TC06 (ver anexo XI). Para os bits M2 procedeu-se da mesma da forma, os quais foram denominados, respectivamente, de MC16, MC17, MC18, MC19, MC20 e MC21 (ver anexo XI), conforme ilustra a tabela 6.1 do capítulo 6. Na tabela 4.1 encontra-se a composição química desses materiais. Após a têmpera e o revenimento os bits foram afiados, também pela HURTH INFER.

Além desses bits, foram adquiridos, pela equipe deste projeto, 6 bits com 10% de cobalto temperados a 1180 °C e revenidos a 560 °C (2 h – triplo revenimento) ver anexo XI, conforme especificações obtidas junto ao fabricante (Sperafico & Cia Ltda – São Leopoldo/RS) e 3 bits sem cobalto TOOL MASTER temperados a 1170 °C e revenidos a 560 °C (2 hs – triplo

revenimento) ver anexo XI, ambos produzidos convencionalmente. Para estas ferramentas primeiramente cortou-se, utilizando-se a máquina policorte cutoff, um corpo de prova de cada bits com aproximadamente 30 mm de comprimento. Em seguida foram realizadas medições de dureza. Este material foi então enviado para a HURTH INFER, onde foram afiados. Todas as ferramentas foram afiadas como ferramenta reta direita de desbastar, cujos ângulos de corte foram determinados a partir da norma ISO 3002/1, conforme ilustra a figura 4.1.

Nos ensaios iniciais, as ferramentas T15 e M2, após serem utilizadas, foram observadas por MEV (microscópico eletrônico de varredura). Posteriormente, passou-se a analisar o flanco e a face de algumas destas ferramentas antes de serem ensaiadas, utilizando o microscópio da marca Oberkochen, o qual possibilita aumento de até 64 vezes e é dotado de máquina fotográfica.

Tabela 4.1 - Composição química das ferramentas utilizadas no trabalho

Tipo de liga	Composição %							
	C	Cr	V	W	Mn	Mo	Co	Si
T15 sinterizada (IPEN)	1,55	4,0	5,0	12,25	0,3	...	5,0	0,3
M2 convencional (IPEN)	0,9	4,25	1,9	6,2	...	5,0	...	0,4
VK-10E convencional (Sperafico & Cia Ltda.)	1,35	4,25	2,85	8,10	0,3	4,6	10,0	0,3
M2 convencional (ICO COMERCIAL)	0,87	4,10	1,75	6,14	...	4,93	...	0,39

4.2 – A Máquina-Ferramenta

Utilizou-se como máquina-ferramenta para os ensaios de usinagem um torno CNC modelo Cosmos 10-U, ROMI-MAZAK, com potência instalada de 10 KVA, rotação máxima da árvore igual a 4500 rpm, com variação contínua tanto de velocidade quanto de avanço e dotado de um leitor de posição de ferramenta, figura 4.2. O mesmo possui um mostrador que indica a potência consumida pela máquina durante a usinagem, o qual auxilia na determinação do colapso da ferramenta.

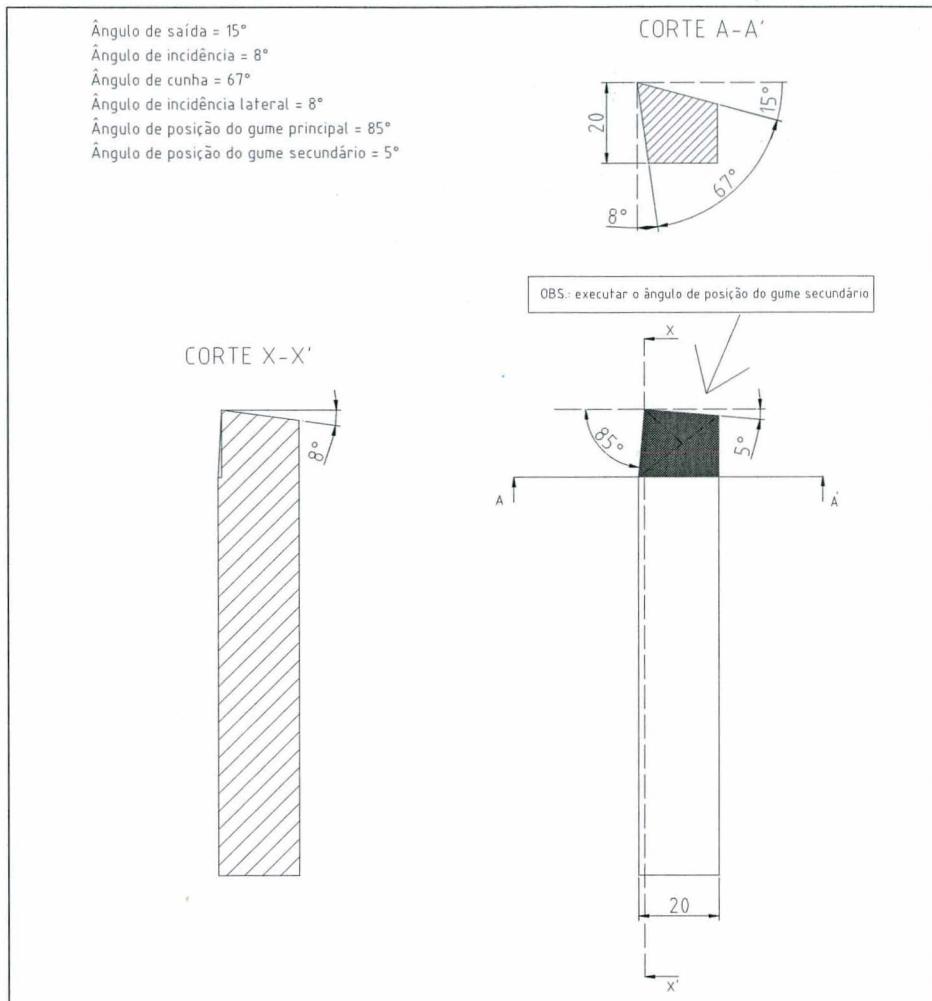


Figura 4.1 – Geometria e ângulos de cortes das ferramentas de aço rápido

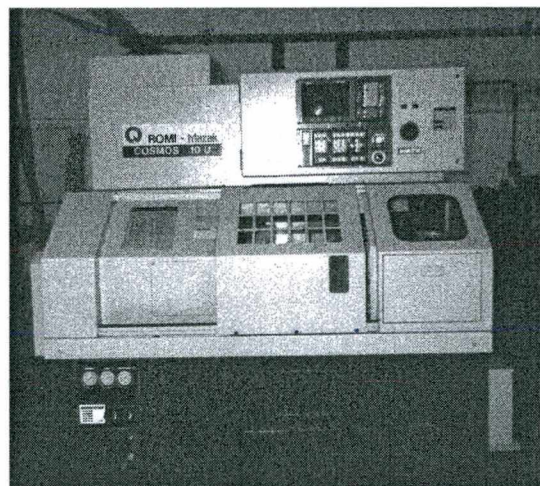


Figura4.2 – Torno CNC cosmos 10 U

4.3 – Procedimento e Equipamento Utilizado nas Medições de Dureza das Ferramentas

Na primeira etapa dos ensaios de torneamento realizaram-se apenas três medições de dureza em uma única região da ferramenta, antes das mesmas serem ensaiadas. Para os ensaios da segunda etapa foram realizadas dez medições, também em uma única região. Para os ensaios da terceira etapa foram instituídas novas medições de dureza em regiões distintas da ferramenta, com o intuito de avaliar a influência do tratamento térmico e da afiação sobre a dureza na parte ativa da ferramenta, a qual é afetada pelo calor gerado através do contato entre o rebolo e a ferramenta, sob alta velocidade. Criou-se uma metodologia para realizar as medições de dureza, conforme ilustra a figura 4.3. Os resultados das medições foram anotados em planilhas, conforme modelo do anexo III.

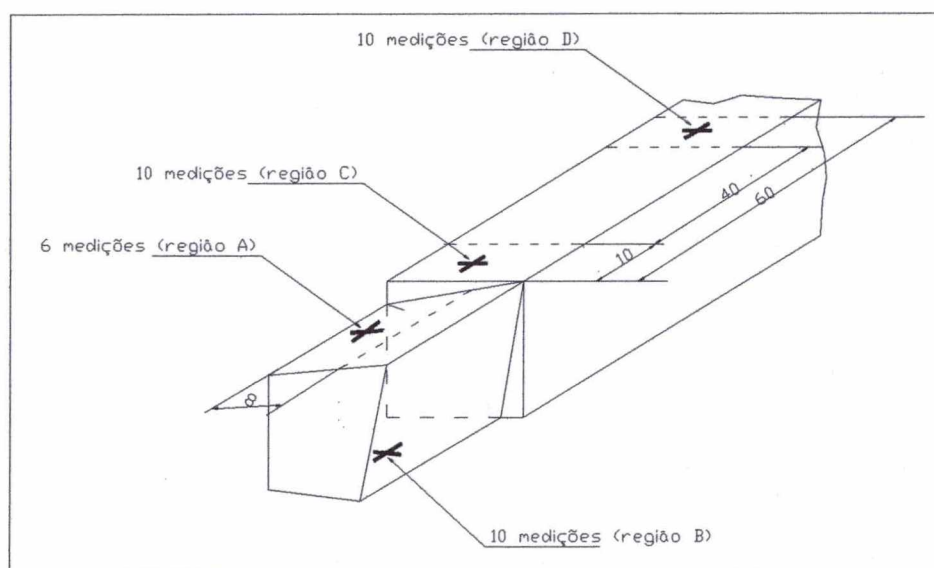


Figura 4.3 - Desenho esquemático das medições de dureza.

Para comparar os valores de dureza entre as regiões A, B, C e D de uma mesma ferramenta, utilizou-se uma ferramenta estatística tendo como padrão o teste “t” para duas amostras supondo que as variâncias de suas médias eram iguais, confiabilidade de 95% [MONTGOMERY, 1996].

Os valores de dureza das ferramentas, para a terceira etapa, onde foi realizado um maior número de medições, equivalem à média da soma das durezas de todas as regiões, ou seja, $M = (A+B+C+D)/N$, onde:

A = medições na região A

B = medições na região B

C = medições na região C

D = medições na região D

N = total do número de medições (A+B+C+D) = 36

Dados técnicos do equipamento utilizado para a medição de dureza:

- Fabricante: Wesktoffprüfmaschinen

- Modelo: HPO 250

- Forças de pressão ajustáveis por botão de pressão para ensaios de dureza segundo a unidade Vickers de:

120 100 60 50 40 30 20 15 10 e 5 kp.

- Dispositivo para a projeção das impressões com objetivas permutáveis para ampliações de 35, 70 e 140 vezes.

- Possibilidade de projeção para impressões:

Até 3,2 mm Ø com ampliação de 35 vezes;

Até 1,6 mm Ø com ampliação de 70 vezes;

Até 0,8 mm Ø com ampliação de 140 vezes.

- Dispositivo para a medição de impressões com régua graduada e parafuso micrométrico.

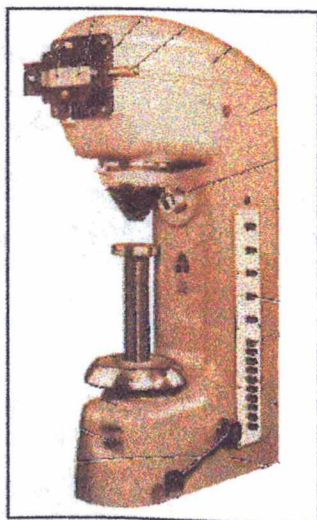


Figura 4.4 – Aparelho de ensaio de dureza

4.4 – Procedimento e Equipamentos Utilizados nas Medições de Desgaste das Ferramentas

Neste trabalho, o desgaste de flanco foi adotado como critério para avaliar o comportamento ao desgaste das ferramentas. Entretanto, nos últimos ensaios, a profundidade da cratera também foi acompanhada. Utilizou-se para a medição do desgaste de flanco um microscópio de ferramentaria, figura 4.5, e para a medição da profundidade de cratera um rugosímetro, figura 4.6, equipado com um apalpador mecânico. Utilizou-se como parâmetro de rugosidade para medir a profundidade do desgaste de cratera da ferramenta, segundo a norma DIN 4771, o parâmetro “Pt”. O apalpador mecânico percorria a superfície de saída, na qual a cratera se formava, até um ponto situado abaixo da aresta formada com o flanco e depois retornava a posição inicial para começar uma nova medição, no total de quatro, adotando-se o valor médio destas. Com a medida acima adotada evitou-se a queda do apalpador no vazio, pois isto gerava um ruído na medição do referido parâmetro Pt. Este procedimento era realizado a cada 5 min de usinagem. A figura 4.7 ilustra o resultado obtido com essas medições.

Confeccionaram-se duas bases para colocação da ferramenta, sendo uma para a medição do desgaste de flanco e a outra para medição do desgaste de cratera. Essas bases possuíam um ângulo de inclinação de acordo com a face da ferramenta, o que facilitou as medições dos desgastes.

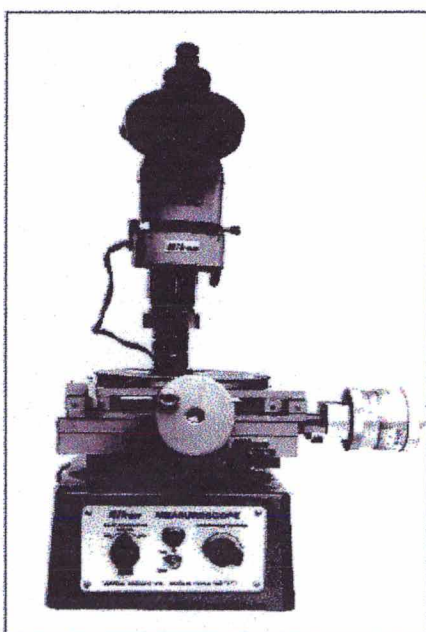


Figura 4.5. - Microscópio de ferramentaria usado para a medição do desgaste de flanco

- Fabricante: Nikon - Japão

- Modelo: Mesuriscopes
- Mesa micrométrica com campo de medição de 50x100 mm.
- Resolução da mesa micrométrica: 0,001 mm.

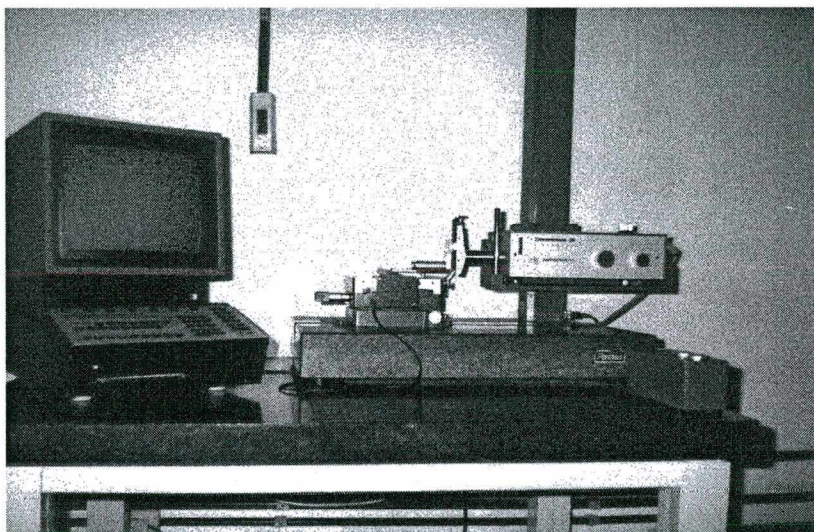


Figura 4.6 – Rugosímetro Perthometer S8P

Rugosímetro:

- Fabricante: Feinprüf GmbH
- Modelo: Perthometer S8P
- Trajetória de deslocamento: 1,5 - 60 mm
- Precisão de deslocamento: $\pm 0,2 - 60$ mm
- Velocidade de apalpação: $0,5 - 0,1$ mm/s $\pm 5\%$
- Velocidade de retorno: 1,5 mm/s
- Posicionamento vertical:

Foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) para analisar tanto o desgaste de flanco quanto o de cratera, fazer uma análise qualitativa da composição química e realizar a análise metalográfica das ferramentas. Posteriormente, foi adotado o microscópio estereoscópio Zeiss, marca Oberkochen, equipado com uma câmera fotográfica, para documentar a evolução do desgaste das ferramentas ao longo dos ensaios, figura 4.8.

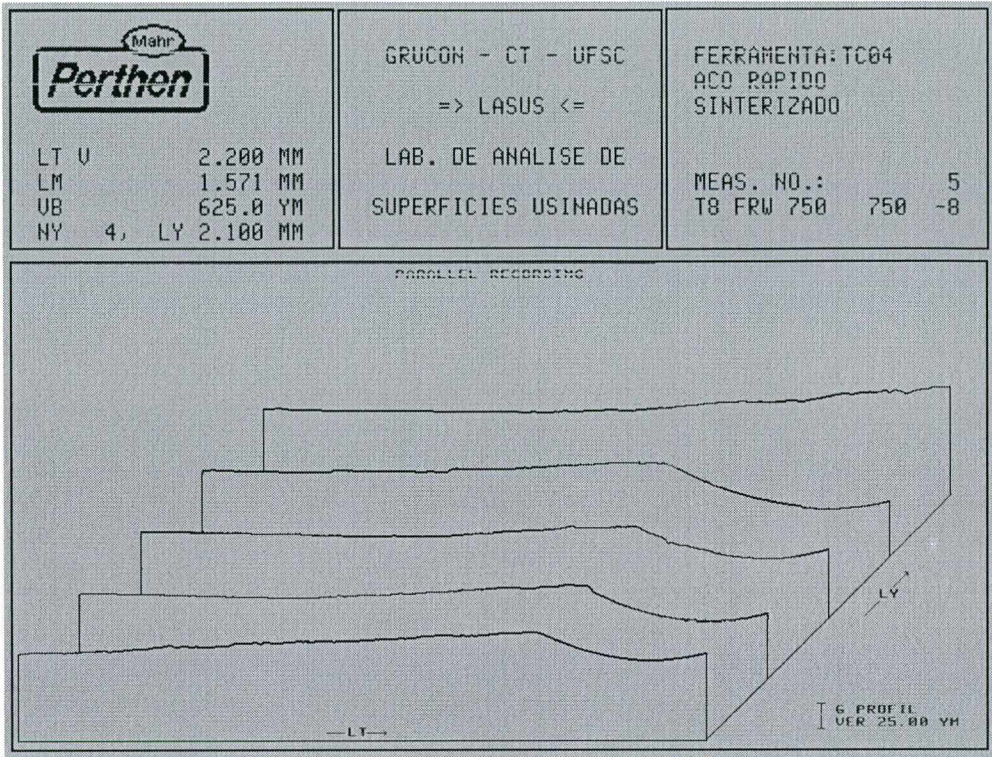


Figura 4.7 – Medições paralelas da profundidade do desgaste de cratera

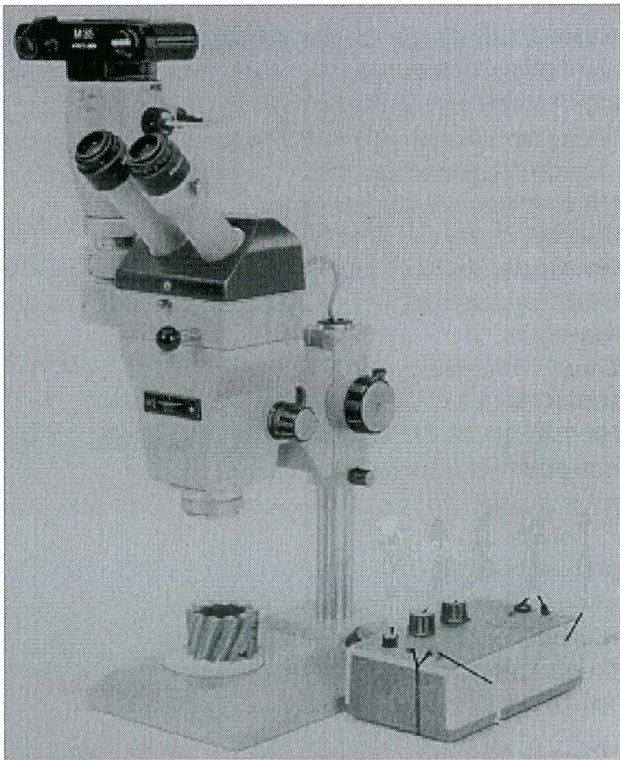


Figura 4.8 – Microscópio Oberkochen com aumento de até 64 vezes

4.5 – Procedimentos para a Análise Metalográfica das Ferramentas

Após as ferramentas terem sido utilizadas nos ensaios da segunda etapa, foram cortadas na seção transversal da cunha, embutidas e polidas para serem analisadas no MEV, conforme ilustra a figura 4.9. Estas ferramentas foram cortadas na máquina ISOMET com um disco de diamante de 0,04 mm de espessura, de maneira bem refrigerada, evitando o aquecimento excessivo da ferramenta, apesar da morosidade do processo.

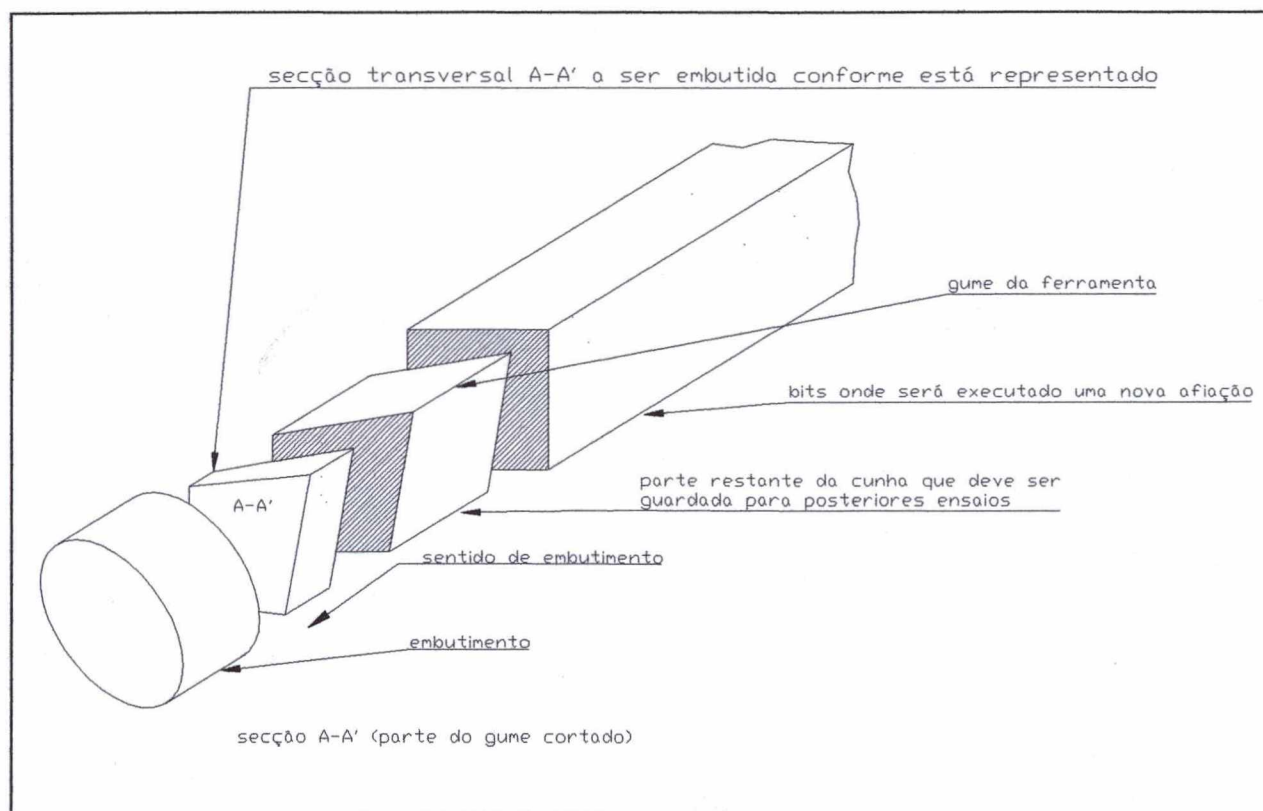


Figura 4.9 – Desenho esquemático para o embutimento da seção da cunha da ferramenta

4.7 – Descrição do Material Usinado

O material usinado foi o aço ABNT 1045 treilado, adquirido em barras com diâmetro de 50 mm e comprimento de 6 metros, posteriormente cortadas com comprimento de 261 mm. Estas barras foram pré-usinadas e posteriormente os ensaios com as ferramentas eram realizados até o diâmetro de aproximadamente 25 mm. A análise da composição química foi efetuada a partir de duas amostras de diâmetro de 50 mm e os resultados encontram-se na tabela 4.3.

Tabela 4.2 - Composição do corpo de prova

Aço ABNT 1045	Composição %					
	C	Cr	P	S	Mn	Si
Amostra 1	0,486	0,016	0,025	0,016	0,792	0,270
Amostra 2	0,436	0,034	0,019	0,022	0,748	0,215

CAPÍTULO 5

METODOLOGIA ADOTADA NOS ENSAIOS DE USINAGEM

5.1 – Introdução

A análise do comportamento ao desgaste das ferramentas tanto de aço rápido sinterizado quanto convencional foi realizada através dos resultados obtidos em ensaios de torneamento externo, longitudinal e de longa duração. A escolha deste processo se justifica pela sua maior simplicidade e menor custo de fabricação das ferramentas empregadas no mesmo, isto quando comparado com o fresamento e furação, por exemplo, proporcionando de maneira adequada a obtenção das informações necessárias para se avaliar o comportamento ao desgaste destas ferramentas. Além disso, o mesmo apresenta variáveis que podem ser comparadas, ou até mesmo validadas, com outros processos de usinagem (ex. fresamento, mandrilamento, etc.).

Os resultados dos ensaios são apresentados em tabelas específicas e em forma de gráficos, contendo as curvas de desgaste. Para se verificar a superioridade das ferramentas sinterizadas sobre as convencionais, através dos gráficos obtidos, foram feitas comparações estatísticas do desempenho das mesmas.

5.2 – Determinação dos Parâmetros de Usinagem

Parâmetros de usinagem são dados de entrada, que são função do processo de usinagem, máquina-ferramenta, do tipo de material a ser usinado e da ferramenta de corte utilizada. Os parâmetros de corte relacionados com o processo de usinagem e a máquina-ferramenta são a velocidade de corte ($v_c = \text{m/min}$), avanço ($f = \text{mm}$), profundidade de corte ($a_p = \text{mm}$) e fluido de corte. Para a ferramenta de corte os parâmetros são o material, a forma e a geometria da ferramenta e para o material a ser usinado a composição química, dureza e tipo de tratamento superficial [BOEHS, 1991]. Com a união dos parâmetros (processo de usinagem/máquina operatriz/ferramenta de corte/material) avalia-se, em tempo real, como se comporta a operação de usinagem, colhendo-se dados que direcionam a possível melhora na tecnologia da operação

[HALD, 1952]. Com base na literatura adotou-se uma profundidade igual a 2,0 mm, com avanço de 0,2 mm. Durante os ensaios iniciais variou-se a velocidade entre 30 e 40 m/min. [STEMMER, 1995]. Posteriormente, fixou-se a velocidade em 33 m/min, devido ao fato desta ter proporcionado, nos primeiros ensaios, a utilização das ferramentas convencionais durante um tempo razoável e suficiente para gerar dados que possibilitaram compará-las com as demais ferramentas. Assim, eliminou-se a velocidade de corte como variável. Todas as ferramentas trabalharam sem fluido de corte.

De posse das ferramentas já tratadas termicamente, afiadas, feitas as medições de dureza, documentadas e o material a ser usinado já preparado, iniciou-se a parte prática dos ensaios. Foi feito um programa CNC específico para estes ensaios (anexo II), permitindo alterar, quando necessário, a velocidade de corte, pois nos primeiros ensaios, conforme descrito anteriormente, este parâmetro não foi o mesmo para todas as ferramentas. Além disso, como a cada 5 min de usinagem a ferramenta era retirada do torno para efetuar-se as medições de desgaste, este permitia a correção do diâmetro da peça usinada e também a compensação do desgaste da quina da ferramenta, mantendo-se, com isso, a profundidade de corte constante. Outra vantagem foi o fato de que o próprio programa englobou a função de manter a velocidade de corte constante, independentemente do diâmetro da peça usinada, variando apenas a rotação da placa.

Nos ensaios iniciais, após a ferramenta trabalhar de 2 a 3 min, realizavam-se as medições de desgaste e, posteriormente, adotou-se o tempo de usinagem, entre uma medição e outra, de 5 min. Durante estes ensaios observou-se o tipo de cavaco gerado e, também, o acabamento superficial da peça usinada, ambos colaborando como indicadores do fim de vida das ferramentas. Os dados provenientes dos ensaios foram anotados em tabelas específicas para o registro destas informações (anexo I). A medição do desgaste das ferramentas baseou-se na norma ISO 3685. Adotou-se como parâmetro de desgaste para estes ensaios específicos o desgaste flanco VB_N , conforme explicado no item 2.7.2 do capítulo 2. Outro fator importante a ser ressaltado é que foi realizada a análise estatística destes valores de desgaste, aplicando-se o teste “t de Student” com nível de significância de 95%, para comparar as médias dos desgastes

de duas ferramentas [MONTGOMERRY, 1996]. Estas análises encontram-se nos anexos de IV a X.

A escolha do VB_N como parâmetro de desgaste se justifica por sua evolução, durante a usinagem, ter ocorrido de maneira mais acentuada quando comparado com o $VB_{MÉD}$, que foi mais estável ao longo da usinagem a ponto de a ferramenta chegar ao colapso antes deste alcançar o valor indicado pela norma, que é de 0,3 mm. O $VB_{MÁX}$ também não foi adotado como parâmetro comparativo de evolução do desgaste de flanco da ferramenta porque verificou-se que durante os ensaios sua evolução foi semelhante ao $VB_{MÉD}$, ou seja, pouco expressivo quando comparado com o VB_N . Além disto, este era constantemente encoberto pela aderência de material proveniente da peça usinada, impossibilitando uma leitura confiável. Alguns autores [MARCONDES, 1990; GOMES, 1996] consideram, para as ferramentas de metal duro, o desgaste VB_N como $VB_{MÁX}$, figura 5.1. Diante disso, foi adotado como critério de fim o aumento da potência consumida pela máquina, deficiência de acabamento superficial (mudança do grau de acabamento da superfície da peça usinada), figura 5.2, falha preliminar da ferramenta e falha completa da ferramenta. Já para os últimos ensaios, o desgaste de cratera foi cuidadosamente observado através de um rugosímetro com o uso do apalpador mecânico anteriormente especificado.

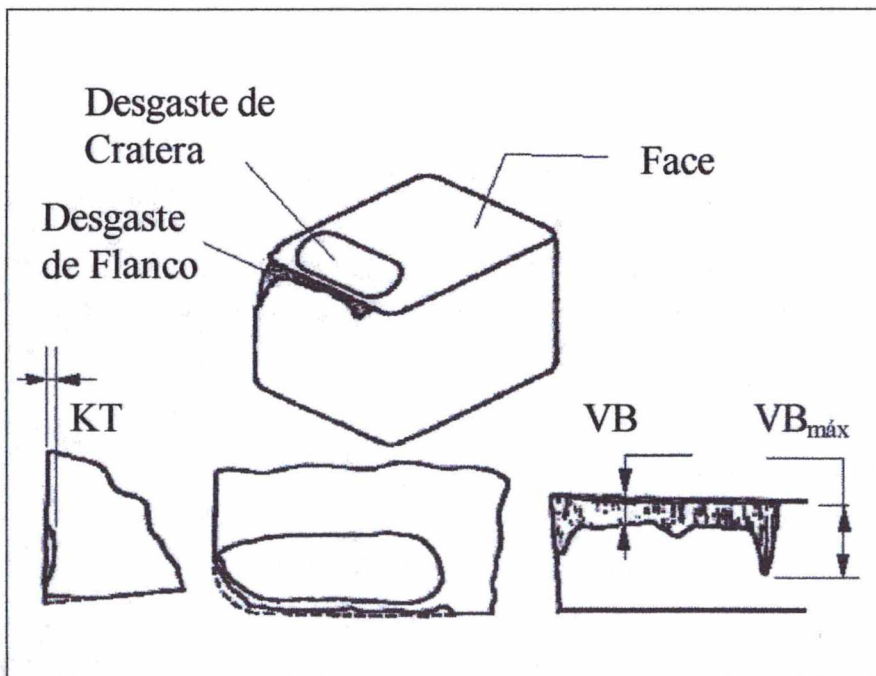


Figura 5.1 – Desgaste de flanco e de cratera da pastilha de metal duro

No decorrer da usinagem, quando a ferramenta estava trabalhando normalmente, o acabamento superficial da peça usinada tinha um aspecto liso e sem aderência nenhuma de material da ferramenta sobre a mesma, conforme ilustra a figura 5.2. Ainda nessa figura pode-se observar de maneira nítida o que aconteceu quando a ferramenta perdeu totalmente as condições de corte. Surgiu, do momento em que a ferramenta entrou em colapso até alguns segundos após quando, então, a usinagem foi interrompida, uma faixa polida e com aderência do material da ferramenta sobre a mesma. Quando isso ocorreu verificou-se, também, que a potência da máquina aumentou drasticamente. Em vista deste acontecimento foi que também adotou-se o acabamento superficial da peça usinada e potência consumida pela máquina como critério de fim de vida da ferramenta.

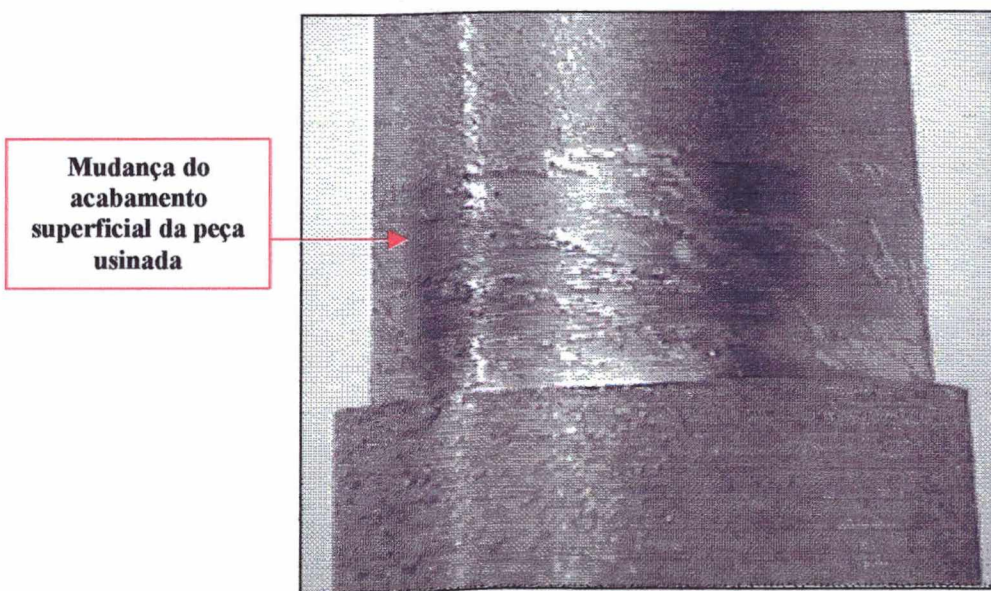


Figura 5.2 - Deficiência de acabamento da peça usinada

CAPITULO 6

APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DOS RESULTADOS

Os primeiros ensaios de usinagem com as ferramentas T15 e M2 foram realizados nas velocidades de corte de 30, 33, 35 e 40 m/min, tendo como finalidade determinar a velocidade mais adequada para ensaiar todas as ferramentas e, com isso, gerar dados de desgaste suficientes para uma comparação consistente entre as mesmas. Ao ensaiar a ferramenta TC03 na velocidade de 40 m/min, logo nos primeiros minutos, esta entrou em colapso, não havendo mais condições de continuar com o ensaio. Como esta ferramenta, temperada a 1210 °C e revenida a 540 °C, apresentava uma dureza superior às demais, tabela 6.1, e, partindo-se do princípio de que o fator preponderante era a dureza das ferramentas no que diz respeito à maior resistência ao desgaste, esperava-se que ela suportasse tal condição de usinagem. Como isso não aconteceu, a velocidade de 40 m/min foi descartada dos ensaios subseqüentes. A partir desta constatação, ensaiou-se a ferramenta TC01, temperada a 1160 °C e revenida a 540 °C, de dureza inferior, na velocidade de 35 m/min. O resultado também não foi satisfatório e, por isso, nos primeiros ensaios, as demais ferramentas não foram utilizadas nas velocidades de 35 e 40 m/min.

Tabela 6.1 - Características das ferramentas T15 e M2 na 1ª etapa dos ensaios

ferramenta	Tt (°C)	Tr (°C)	v _C (m/min)	VB _N (mm)	tempo (min)	Dureza (HV 30)	
						média	σ
Ferramentas T15 sinterizadas adquiridas pelo IPEN							
TC01	1160	540	35	colapso	3,8	953	16,6
TC02	1160	540	30	0,72	62	940	16,8
TC03	1210	540	40	colapso	1,2	1028	10,4
TC04	1210	540	30	0,82	62,5	1059	41,6
TC05	1210	560	30	0,74	78,5	991	22,4
TC06	1210	560	33	0,4	74,5	990	8,5
Ferramentas M2 convencionais adquiridas pelo IPEN							
MC16	1160	540	30	0,38	38,73	917	21,4
MC17	1210	560	30	0,92	56	909	18,6
MC18	1160	540	*33	0,49	31	890	14,5
MC19	1210	560	*33	0,37	28,5	925	35,2
MC20	1210	540	33	0,84	37,37	940	27,1
MC21	1210	540	*30	0,79	69,15	953	32,9

Os principais comentários referentes a tabela 6.1 são:

- As ferramentas TC03 e TC04, temperadas a 1210 °C e revenida 540 °C, apresentaram maior dureza média, sendo que o desvio-padrão de dureza da ferramenta TC04 foi maior do que as demais;

- As ferramentas TC01 e TC03 foram utilizadas, respectivamente, durante 3,8 min e 1,2 min, entrando em colapso subsequentemente. Elas não suportaram as velocidades de 35 m/min e 40 m/min, respectivamente;

- As ferramentas TC05 e TC06, temperadas a 1210 °C e revenidas a 560 °C, apresentaram dureza intermediária em relação às demais ferramentas, sendo que o desvio-padrão de dureza da TC06 foi menor do que as demais. Essas duas ferramentas apresentaram melhor desempenho;

- Para as ferramentas M2 utilizaram-se as velocidades de 30 e 33 m/min, o que evitou o desgaste prematuro destas ferramentas;

- As velocidades de 30 e 33 m/min foram as que possibilitaram maiores tempos de usinagem, favorecendo o acompanhamento da evolução do desgaste das ferramentas e, com isso, a geração de informações suficientes para compará-las.

Após todas as ferramentas terem sido ensaiadas, estas foram enviadas para a empresa HURTH INFER, responsável pela afiação das mesmas. De posse das ferramentas reafiadas, ou seja, afiadas a partir da cunha já existente, uma nova bateria de ensaios foi realizada. Estes ensaios foram denominados de segunda etapa. Em decorrência disso, os primeiros ensaios foram denominados de primeira etapa. Portanto, a análise dos resultados obtidos foi realizada por etapas e as observações geradas em cada uma destas foram comparadas entre si, o que permitiu verificar a repetibilidade dos resultados. Desta forma, também, evitou-se a influência do processo de afiação e reafiação sobre as observações finais.

Na segunda etapa dos ensaios utilizou-se a ferramenta TC06, temperada a 1210 °C e revenida a 560 °C, de dureza intermediária, tabela 6.2, na velocidade de 35 m/min. Verificou-se que para as ferramentas T15 sinterizadas esta combinação de tratamento térmico foi a mais adequada. Então, resolveu-se utilizar, nessa mesma velocidade, as ferramentas MC19 e MC21

temperadas a 1210 °C e, respectivamente, revenidas a 560 °C e a 540 °C. Obtiveram-se resultados adequados, os quais serão apresentados detalhadamente no decorrer deste capítulo.

Tabela 6.2 - Características das ferramentas T15 e M2 na 2ª etapa dos ensaios

ferramenta	Tt (°C)	Tr (°C)	v _c (m/min)	VB _N (mm)	tempo (min)	Dureza (HV 30)	
						média	σ
Ferramentas T15 sinterizadas adquiridas pelo IPEN							
TC01	1160	540	30	0,69	60	835	39,5
TC02	1160	540	33	0,25	25	777	49,4
TC03	1210	540	35	0,81	50	838	15,7
TC04	1210	540	33	0,8	62,2	846	22,7
TC05	1210	560	33	0,84	65	826	31,7
TC06	1210	560	35	0,41	46,8	797	28,2
Ferramentas M2 convencionais adquiridas pelo IPEN							
MC16	1160	540	33	0,78	55	771	29,4
MC17	1210	560	33	0,64	55	774	25,5
MC18	1160	540	30	0,37	45	748	30,6
MC19	1210	560	35	0,58	50	764	31,6
MC20	1210	540	33	0,87	38,8	816	43,7
MC21	1210	540	35	0,42	35	802	24,1

Os principais comentários referentes à tabela 6.2 são:

- Todas as ferramentas foram reafiadas, e foi realizado um maior número de medições de dureza (10) em uma única região da ferramenta;
- Com a ferramenta TC06 trabalhando na velocidade de 35m/min obtive a metade do valor de desgaste da TC03 com a mesma velocidade e tempos de usinagem semelhantes;
- Nenhuma ferramenta teve um desgaste prematuro, apesar das ferramentas TC03, MC19 e MC21 terem sido utilizadas na velocidade de 35 m/min. Salienta-se que as ferramentas TC01 e TC02, temperadas a 1160 °C e revenidas a 540 °C, não foram utilizadas na velocidade de 35 m/min, pois na primeira etapa não suportaram essa velocidade, tabela 6.1.

Novamente, após a utilização de todas as ferramentas, estas foram enviadas para a empresa HURTH INFER, porém, a cunha, que já tinha sido reafiada, foi cortada e a afiação ocorreu a partir da haste da ferramenta. Primeiramente, para a segunda etapa dos ensaios, as

ferramentas foram reafiadas para se verificar qual o efeito da reafiação sobre a vida das ferramentas. Após, ou seja, para a terceira etapa, as ferramentas foram afiadas a partir da haste e novos dados de desgaste foram obtidos sem a influência da reafiação, permitindo verificar a repetibilidade dos resultados obtidos na primeira etapa dos ensaios, na qual as ferramentas também foram afiadas a partir da haste e reforçar ainda mais o efeito da reafiação sobre a vida da ferramenta. As figuras 6.1 e 6.2 ilustram, respectivamente, o acabamento superficial na face e no flanco da ferramenta MC21 antes de ser utilizada na terceira etapa dos ensaios. Da mesma forma, as figuras 6.3 e 6.4 referem-se à ferramenta TC01. Essas figuras serviram para documentar as ranhuras, decorrentes do processo de afiação, tanto na face como no flanco dessas ferramentas, microlascamentos e microrebarbas do gume, presença de vazios e inclusões metálicas. Tais defeitos tem uma contribuição significativa na vida da ferramenta, porém, são decorrentes de um processo de afiação usual e praticado nessas condições pela indústria.

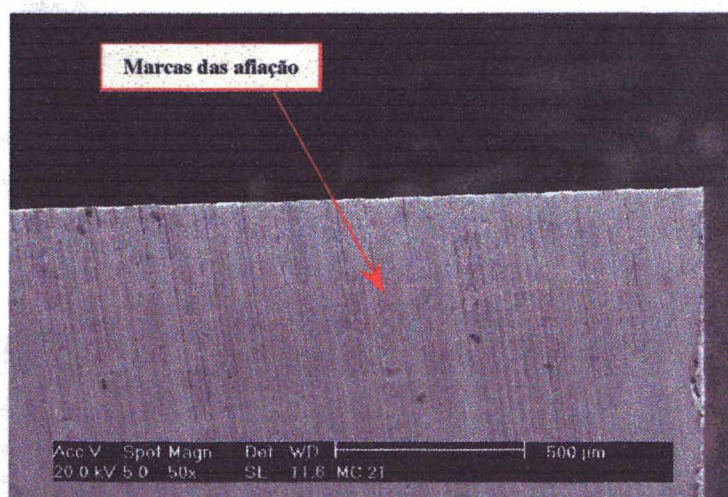


Figura 6.1 – Aspecto da face da ferramenta MC21 antes do 3º ensaio

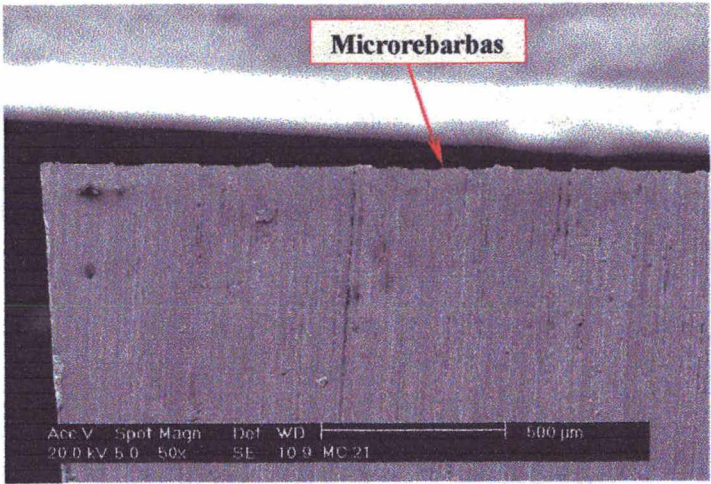


Figura 6.2 – Aspecto do flanco da ferramenta MC21 antes do 3º ensaio

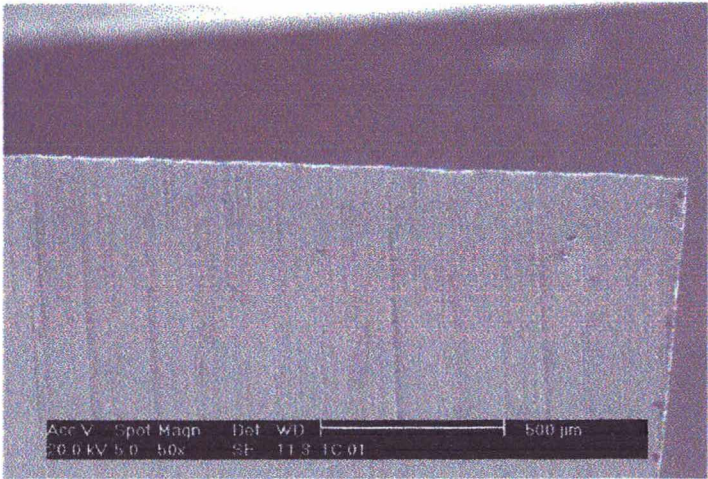


Figura 6.3– Aspecto da face da ferramenta TC01 antes do 3º ensaio

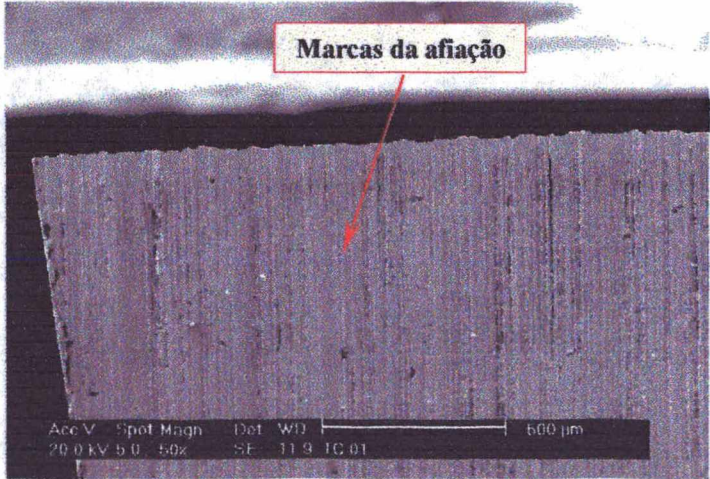


Figura 6.4 – Aspecto do flanco da ferramenta TC01 antes do 3º ensaio

Na terceira etapa dos ensaios, após o levantamento de algumas hipóteses decorrentes dos resultados obtidos na primeira e segunda etapas, e com o objetivo de gerar dados comparativos entre todas as ferramentas, fixou-se a velocidade de corte em 33 m/min. Além disso, foram adquiridas, no comércio, ferramentas convencionais tanto com 10% de cobalto quanto sem cobalto. Os dados obtidos com essas ferramentas, tabela 6.3, permitiram compará-las com as ferramentas fornecidas pelo IPEN.

Tabela 6.3 - Características das ferramentas T15 e M2 na 3ª etapa dos ensaios

ferramenta	Tt (°C)	Tr (°C)	v _c (m/min)	VB _N (mm)	tempo (min)	Dureza (HV 30)	
						média	σ
Ferramentas T15 sinterizadas adquiridas pelo IPEN							
TC02	1160	540	33	0,49	85	780	37,7
TC04	1210	540	33	0,95	125	830	27,3
TC06	1210	560	33	0,59	125	802	29,4
Ferramentas M2 convencionais adquiridas pelo IPEN							
MC16	1160	540	33	0,27	55	769	33,5
MC18	1160	540	33	0,38	70	759	30,7
MC19	1210	560	33	0,68	75	749	35,3
MC20	1210	540	33	0,69	65	786	32,4
Ferramentas M2 convencionais adquiridas na ICO Comercial							
MI2'	1170	560	33	0,62	64	740	56,9
MI3	1170	560	33	0,36	55	758	42,6
Ferramentas VK-10E convencionais adquiridas na SPERAFICO & Cia Ltda.							
VK2	1180	560	33	0,68	131	749	29,4
VK7'	1180	560	33	0,43	95	794	50,7

Os principais comentários referentes a tabela 6.3 foram:

- Todas as ferramentas foram ensaiadas na velocidade de 33 m/min e nenhuma delas apresentou desgaste prematuro;
- O desvio-padrão de dureza das ferramentas M2 convencionais adquiridas na ICO Comercial foram mais expressivos do que para as demais ferramentas, com exceção da ferramenta VK7';
- As temperaturas de têmpera das ferramentas MI e VK foram intermediárias às temperaturas de têmpera empregadas nas ferramentas T15 e M2;

- A temperatura de revenimento utilizada pelos fabricantes das ferramentas MI e VK foi de 560 °C, o que serviu para reforçar a constatação, nesse trabalho, de que essa temperatura de revenimento é a mais indicada para os aço rápidos.

Tabela 6.4 – Tratamento térmico versus a tenacidade das ferramentas T15

Ferramenta T15	Temperatura de Têmpera (°C)	Temperatura de Revenimento (°C)	TRS (MPa)
TC01	1160	540	2036
TC02	1160	540	
TC03	1210	540	1660
TC04	1210	540	
TC05	1210	560	1896
TC06	1210	560	

Com relação à tabela 6.4 verificou-se que as ferramentas TC01 e TC02, temperadas a 1160 °C e revenidas a 540 °C, apresentaram maior tenacidade em relação às demais. Já as ferramentas TC05 e TC06, temperadas a 1210 °C e revenidas 560 °C, apresentaram uma tenacidade intermediária, visto que as ferramentas TC03 e TC04, temperadas a 1210 °C e revenidas 540 °C, apresentaram menor tenacidade.

6.1 - Resultados Obtidos com as Ferramentas T15

Para as ferramentas T15, a temperatura de têmpera de 1210 °C associada à temperatura de revenimento de 560 °C foi a melhor condição, ou seja, esta combinação de tratamento proporcionou maior resistência ao desgaste quando comparada com as demais combinações de tratamento térmico, principalmente em relação às ferramentas T15, de maior dureza (tabela 6.1) e menor tenacidade, tabela 6.4, temperadas a 1210 °C e revenidas a 540 °C, isto para todas as velocidades de corte. Com relação às ferramentas T15 temperadas a 1160 °C e revenidas a 540 °C, verificou-se que elas apresentaram pior desempenho em relação às ferramentas

1210 °C e revenidas 560 °C nas maiores velocidades de corte. Estas observações se repetiram nas três etapas, conforme descrito a seguir.

6.1.1 – Resultados obtidos com as ferramentas T15 na primeira etapa dos ensaios

Na velocidade de 30 m/min, verificou-se que a ferramenta TC02 apresentou um comportamento ao desgaste estatisticamente semelhante à ferramenta TC05 até o tempo de usinagem de 60 min (anexo IV), conforme ilustra a figura 6.5. A partir desse tempo, somente a TC05 ofereceu condições de usinagem, sendo utilizada até os 78 min. Quanto ao desgaste da ferramenta TC04, verificou-se nitidamente o pior desempenho em relação à TC02 e TC05, apesar de apresentar maior dureza e, por outro lado, menor tenacidade, tabela 6.4. Da figura 6.6 à 6.11 observou-se que a forma de desgaste no flanco e na face teve a mesma tendência para as três ferramentas, porém, a ferramenta TC04 foi a que apresentou maior desgaste.

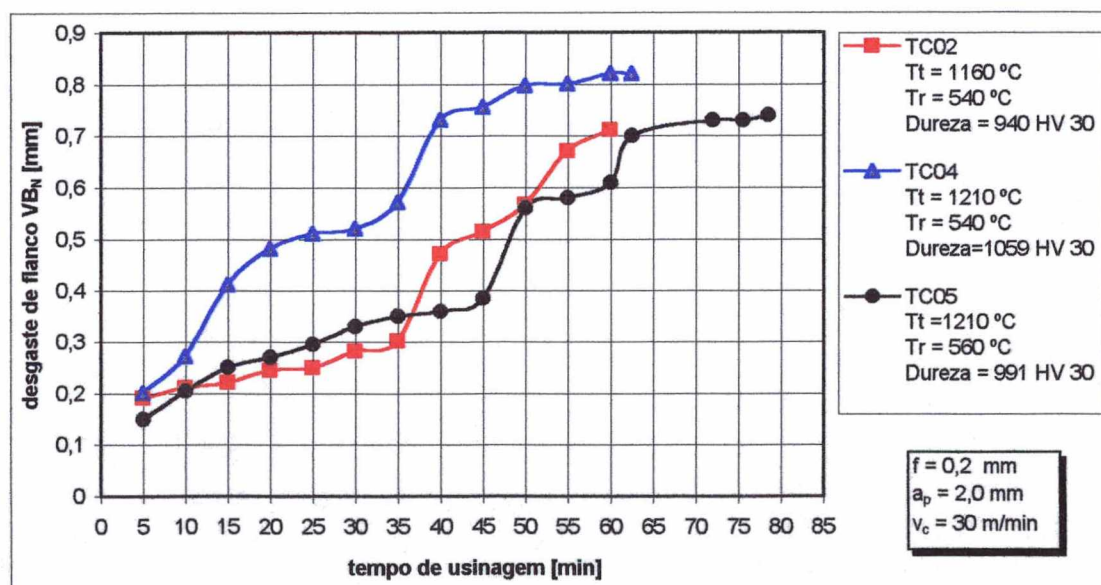


Figura 6.5- Curvas de desgaste das ferramentas TC02, TC04 e TC05, 30 m/min, ensaio da 1ª etapa

As figuras 6.6 e 6.7, respectivamente, ilustram o desgaste na face e no flanco da ferramenta TC02. Na face dessa ferramenta, figura 6.6, observou-se a formação do desgaste de cratera, o surgimento de um entalhe, denominado neste trabalho de VB_L , no gume secundário, a

maior severidade do desgaste na região transitória da cratera, ou seja, no ponto em que o gume não mais exerceu função de corte sobre a peça, e também a adesão de material sobre o gume e na própria cratera da ferramenta. E no flanco, figura 6.7, observou-se que o gume da ferramenta ficou encoberto pela adesão de material, a qual apresentou um relevo irregular, dificultando a leitura do desgaste de flanco VB, e também o entalhe de flanco VB_N , o qual serviu como indicador da evolução de desgaste e seu acompanhamento não foi prejudicado pela adesão de material.

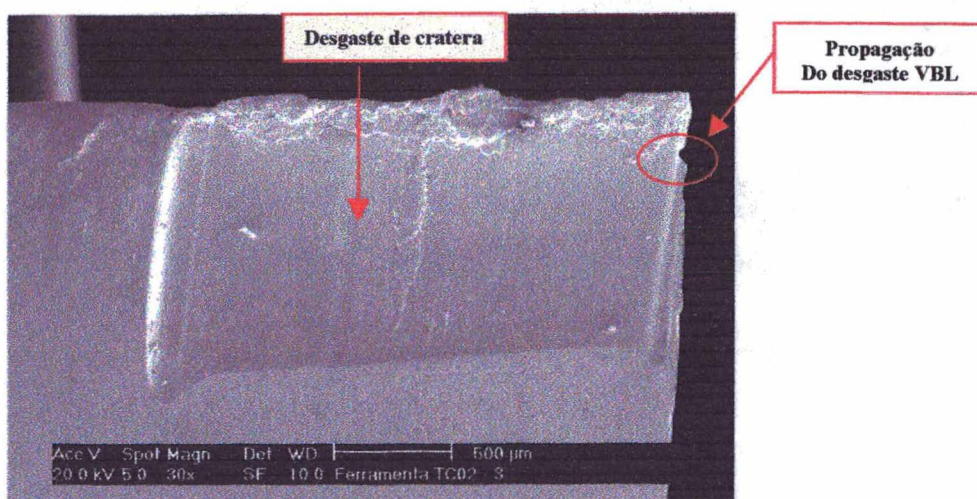


Figura 6.6 – Vista da face da ferramenta TC02, $v_c = 30$ m/min

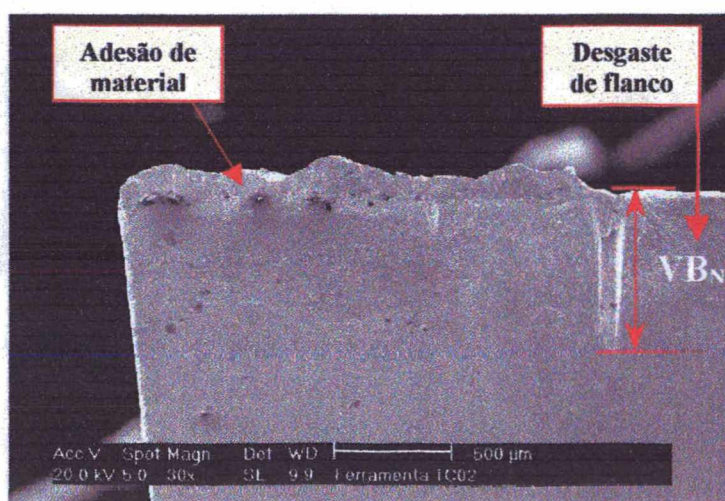


Figura 6.7 – Vista do flanco da ferramenta TC02, $v_c = 30$ m/min

As figuras 6.8 e 6.9 referem-se, respectivamente, ao desgaste de cratera e de flanco da ferramenta TC04. Na face, figura 6.8, observou-se a formação da cratera, adesão de material, o arredondamento da quina da ferramenta e um entalhe VB_L acentuado no gume secundário e a maior severidade do desgaste na região transitória da cratera, ou seja, no ponto em que o gume não mais exerceu função de corte sobre a peça. No flanco, figura 6.9, também ocorreu adesão de material e o entalhe VB_N foi bem mais pronunciado do que nas ferramentas TC02 e TC05.

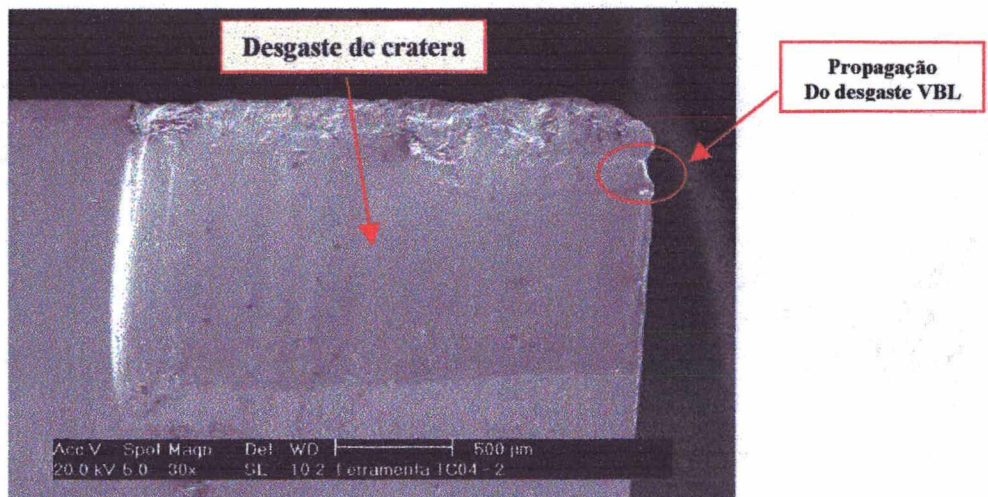


Figura 6.8 – Vista da face da ferramenta TC04, $v_c = 30$ m/min

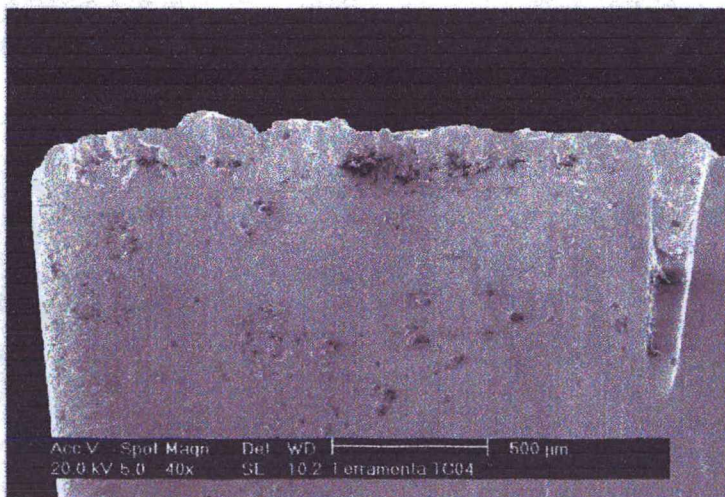


Figura 6.9 – Vista do flanco da ferramenta TC04, $v_c = 30$ m/min

As figuras 6.10 e 6.11 referem-se, respectivamente, ao desgaste de cratera e de flanco da ferramenta TC05. As mesmas observações realizadas para as ferramentas TC02 e TC04, acima descritas, valem para essa ferramenta.

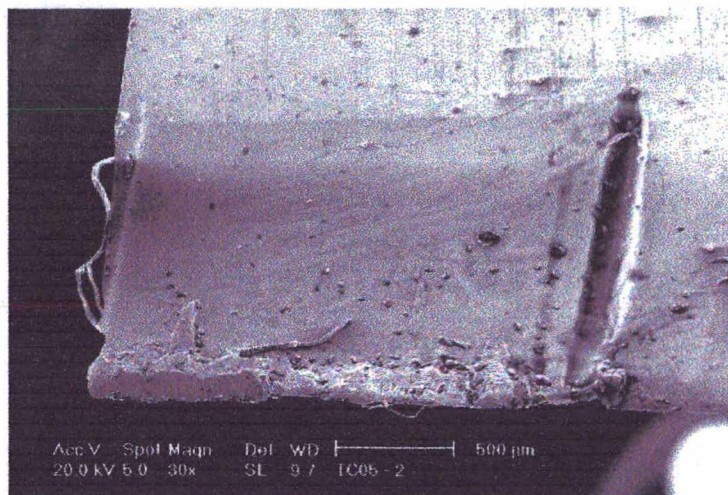


Figura 6.10 – Vista da face da ferramenta TC05, $v_c = 30$ m/min

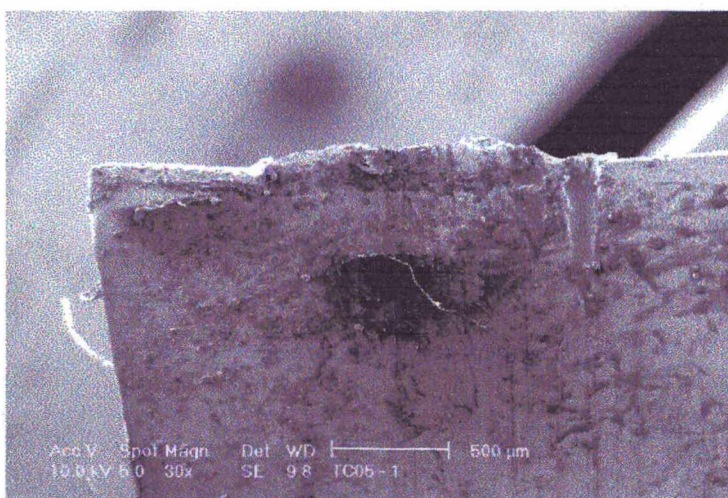


Figura 6.11 – Vista do flanco da ferramenta TC05, $v_c = 30$ m/min

Conforme ilustra a figura 6.12, verificou-se que a superioridade da ferramenta T15 temperada a 1210 °C e revenida a 560 °C, em relação às demais ferramentas T15, tornou-se mais evidente nas maiores velocidades de corte. A ferramenta TC06, mesmo trabalhando na velocidade de 33 m/min, apresentou um desgaste de flanco VB_N de 0,4 mm, o qual foi inferior ao desgaste das ferramentas TC02 e TC04, e foi utilizada durante 75 min. Essa diferença no

desempenho, principalmente em relação à ferramenta T15 temperada a 1160 °C e revenida a 540 °C, não ficou tão evidente na velocidade de 30 m/min, conforme ilustrado na figura 6.5. Ainda nesta primeira etapa, a ferramenta TC01, temperada a 1160 °C e revenida a 540 °C, entrou em colapso quando utilizada na velocidade de 35 m/min, atingindo um baixo tempo de usinagem de 3,8 min. Este fato também ocorreu com a ferramenta TC03, temperada a 1210 °C e revenida a 540 °C, quando utilizada na velocidade de 40 m/min, a qual usinou durante apenas 1,2 minutos. As figuras 6.15 e 6.16, respectivamente, ilustram o colapso das ferramentas TC01 e TC03.

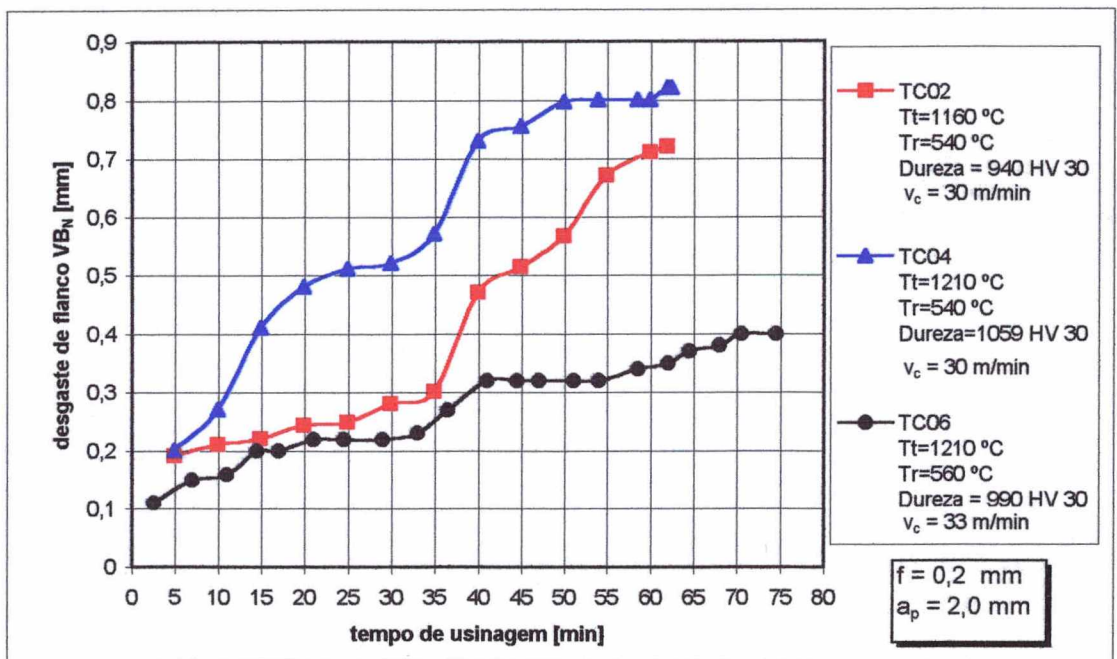


Figura 6.12 - Curvas de desgastes das ferramentas TC02, TC04 e TC06, ensaio da 1ª etapa

As figuras 6.13 e 6.14, respectivamente, ilustram o desgaste na face e no flanco da ferramenta TC06, na velocidade de corte de 33 m/min. Na face, figura 6.13, novamente verificou-se a formação da cratera, adesão de material sobre o gume e a formação de mais de um entalhe no gume secundário, dando forma de escada. No flanco, figura 6.14, além da adesão de material ficou evidenciado o entalhe VB_N e a destruição da quina da ferramenta.

As figuras 6.15 e 6.16 ilustram, respectivamente, a destruição total da quina das ferramentas TC01 e TC03.

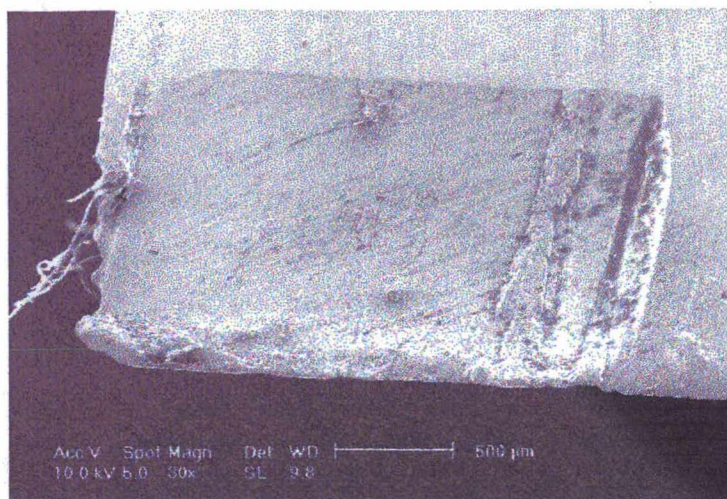


Figura 6.13 – Vista da face da ferramenta TC06, $v_c = 33$ m/min

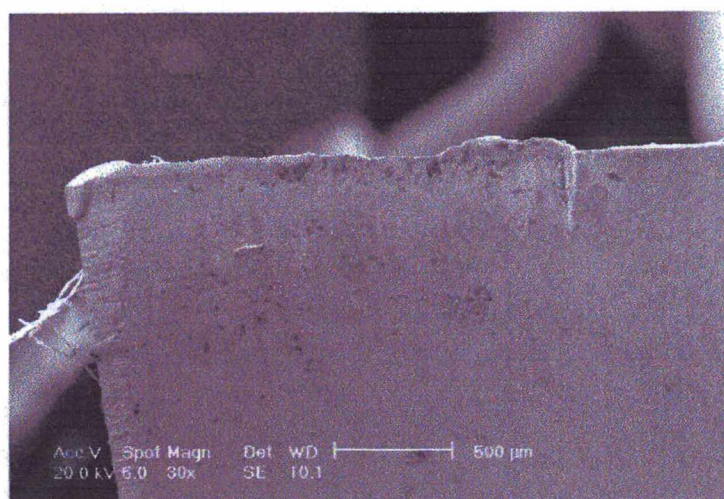


Figura 6.14 – Vista do flanco da ferramenta TC06, $v_c = 33$ m/min



Figura 6.15 – Colapso da ferramenta TC01, $v_c = 35$ m/min

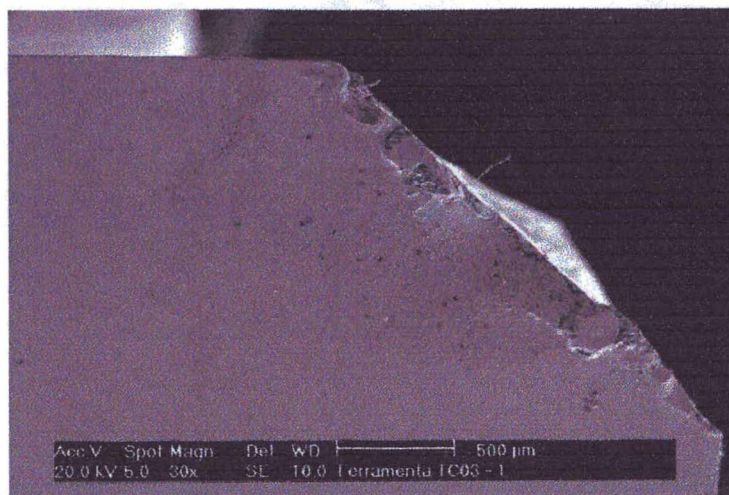


Figura 6.16 – Colapso da ferramenta TC03, $v_c = 40$ m/min

6.1.2 – Resultados obtidos com as ferramentas T15 na segunda etapa dos ensaios

Para estes ensaios, as velocidades foram alternadas em relação à primeira etapa. Verificou-se que a ferramenta TC06, de dureza significativamente menor (anexo V), apresentou um desgaste de flanco VB_N menor do que a ferramenta TC03, isto na velocidade de 35 m/min, figura 6.17.

A figura 6.18 ilustra a evolução do desgaste de flanco das ferramentas TC01, TC02 e TC06 em diversas velocidades de corte. Verificou-se que a ferramenta TC06, mesmo trabalhando na maior velocidade, não apresentou um maior desgaste em relação à ferramenta TC01. Quando comparada com a ferramenta TC02, a qual possui o mesmo tratamento térmico da TC01, porém, foi utilizada na velocidade de 33 m/min, também ficou evidente sua superioridade, uma vez que a TC02, após 25 min de usinagem, não mais ofereceu condições de usinagem. Somente a dureza da ferramenta TC01 foi significativamente diferente em relação à TC02 e TC06 (anexo V).

Percebeu-se que para as ferramentas T15 temperadas a 1160 °C e revenidas a 540 °C o efeito do aumento da velocidade sobre o desgaste de flanco foi bem acentuado. As ferramentas T15 temperadas a 1210 °C e revenidas a 540 °C não foram tão sensíveis ao aumento da velocidade, mantendo um desgaste com a mesma tendência de evolução independentemente da

velocidade de corte. O mesmo ocorreu para a ferramenta T15 temperada a 1210 °C e revenida a 560 °C, figura 6.12 e 6.17.

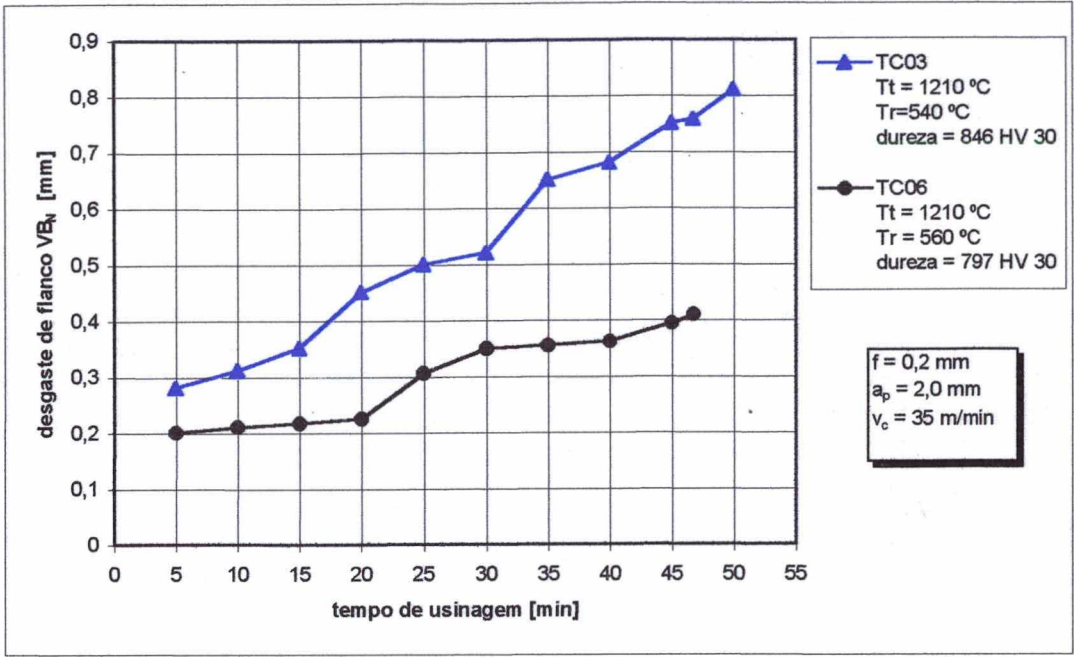


Figura 6.17 - Curvas de desgastes das ferramentas TC03 e TC06, 35 m/min, ensaio da 2ª etapa

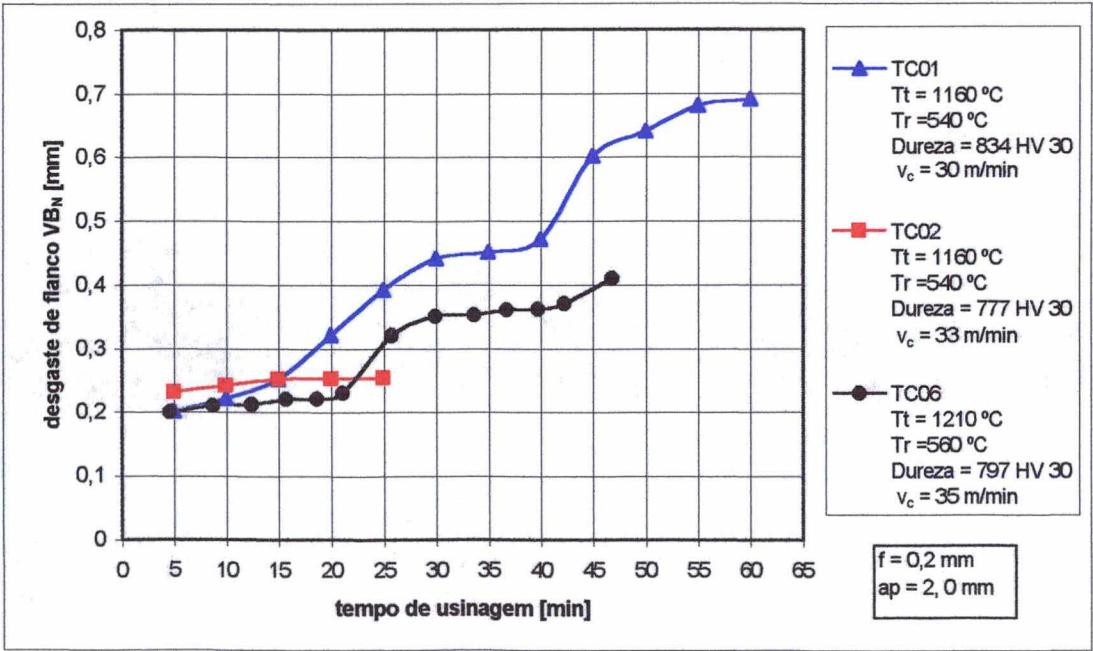


Figura 6.18 – Curvas de desgastes da ferramentas TC01,TC02 e TC06, ensaio da 2ª etapa

6.1.3 – Resultados obtidos com as ferramentas T15 na terceira etapa dos ensaios

Através das constatações realizadas na primeira etapa dos ensaios e, posteriormente, com a repetibilidade das mesmas na segunda etapa, foi possível reduzir o número de ferramentas ensaiadas na terceira etapa, conforme tabela 6.3, pois o interesse foi verificar se tais constatações iriam se repetir.

Para as ferramentas T15, sinterizadas e tratadas termicamente em diversas temperaturas, conforme a tabela 6.1, constatou-se, na primeira e segunda etapas e, posteriormente, nesta etapa, que a combinação de têmpera de 1210 °C com o revenimento de 560 °C proporcionou maior resistência ao desgaste em relação às demais combinações de tratamento térmico. Além disso, ficou devidamente constatado que a combinação de têmpera de 1210 °C com o revenimento de 540 °C, apesar de proporcionar maior dureza à ferramenta, proporcionou menor resistência ao desgaste. Quanto à combinação de têmpera de 1160 °C com o revenimento de 540 °C constatou-se que, também, proporcionou um desempenho razoável às ferramentas, porém, em velocidades maiores, no caso 33 m/min, é inferior ao proporcionado pela combinação de têmpera de 1210 °C com o revenimento de 560 °C. A seguir são apresentados os gráficos, obtidos com dados gerados nesta terceira etapa dos ensaios, que ilustram o acima descrito.

A ferramenta TC04, de dureza significativamente superior (anexo VI), apesar de utilizada durante 125 min, apresentou um desgaste bem mais acentuado em relação às ferramentas TC02 e TC06, conforme figura 6.19. As ferramentas TC02 e TC06 tiveram um desempenho estatisticamente semelhante até o tempo de usinagem de 85 min (anexo VI). A partir daí, a TC02 não apresentou mais condições de usinagem e a TC06 prosseguiu sendo utilizada até 125 min, desgaste de flanco VB_N de 0,59 mm, comprovando sua superioridade. As durezas dessas diferiram significativamente entre si (anexo VI).

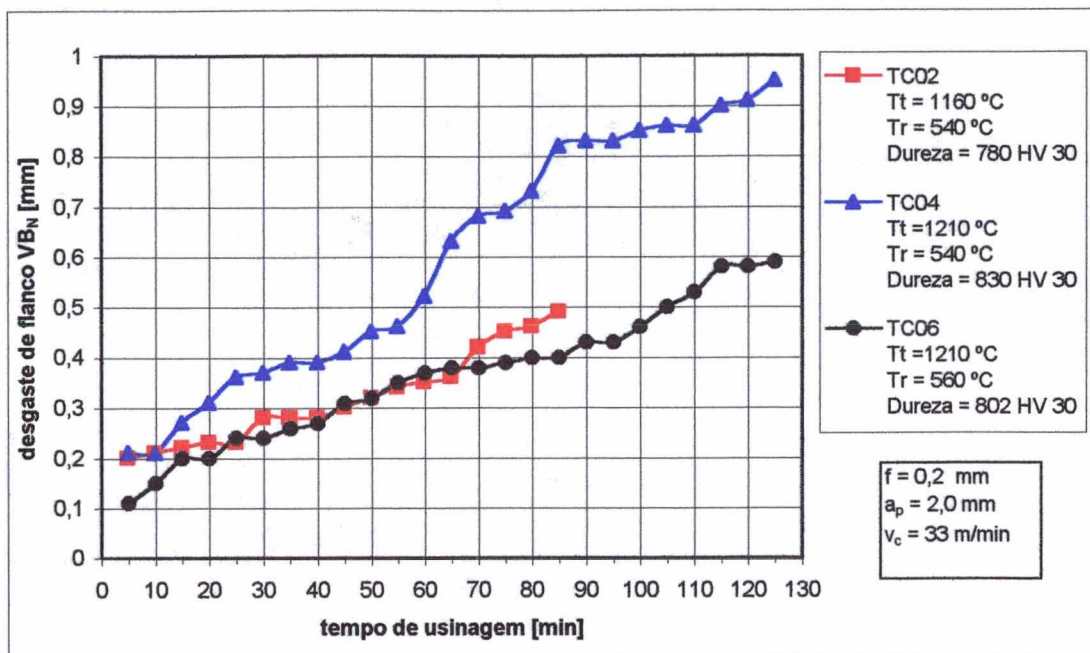


Figura 6.19 - Curvas de desgastes das ferramentas TC02, TC04 e TC06, 33 m/min, ensaio 3ª etapa.

Para os ensaios da terceira etapa registrou-se, também, o desgaste de cratera “KT”, figura 2.14 do capítulo 2. O procedimento utilizado encontra-se discriminado no capítulo 4. A evolução do desgaste de cratera KT ocorreu de forma diferenciada da evolução do desgaste de flanco VB_N , o que é plenamente justificável pela diferenciação dos mecanismos de desgaste que atuam no flanco e na superfície de saída da ferramenta. Salienta-se que neste trabalho o objetivo não foi a medição do desgaste de cratera KT mas, como isso foi possível, em termos ilustrativos, decidiu-se por apresentar tais resultados. Estudos posteriores deverão ser executados sobre a relação existente entre o desgaste de cratera KT e a vida da ferramenta.

Pela figura 6.20, verificou-se que o desgaste de cratera da ferramentas TC06 apresentou um desgaste estatisticamente semelhante à TC02 até o tempo de 80 min (anexo VI). Após esse tempo, a ferramenta TC02 não mais apresentou condições de usinagem, enquanto que a TC06 foi utilizada até 126 min com desgaste final de 0,85 mm, apresentando-se superior.

Conforme a figura 6.21, verificou-se que as ferramentas TC06 e TC04 apresentaram um desgaste de cratera estatisticamente semelhante até 80 min de usinagem (anexo VI) e, a partir daí, a ferramenta TC04 desgastou-se de forma mais acentuada até não mais oferecer condições

de corte, com desgaste de cratera KT de 0,12 mm. A ferramenta TC06 foi utilizada praticamente durante o mesmo tempo da TC04, porém, com desgaste de cratera KT de 0,082 mm.

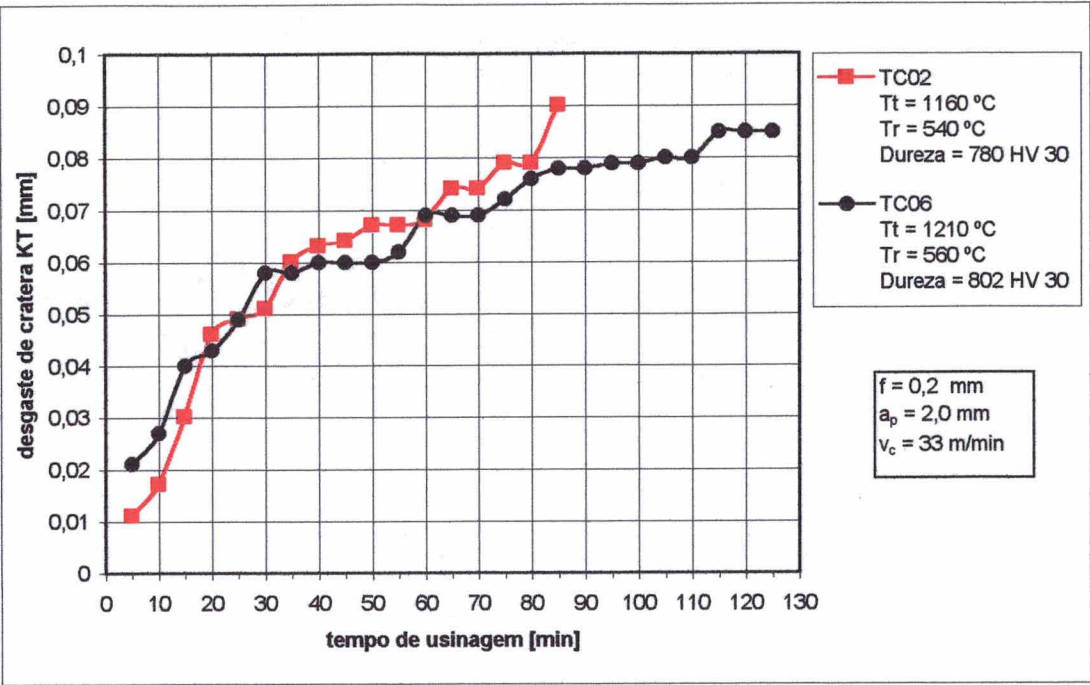


Figura 6.20 – Curvas de desgaste de cratera das ferramentas TC02 e TC06, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa

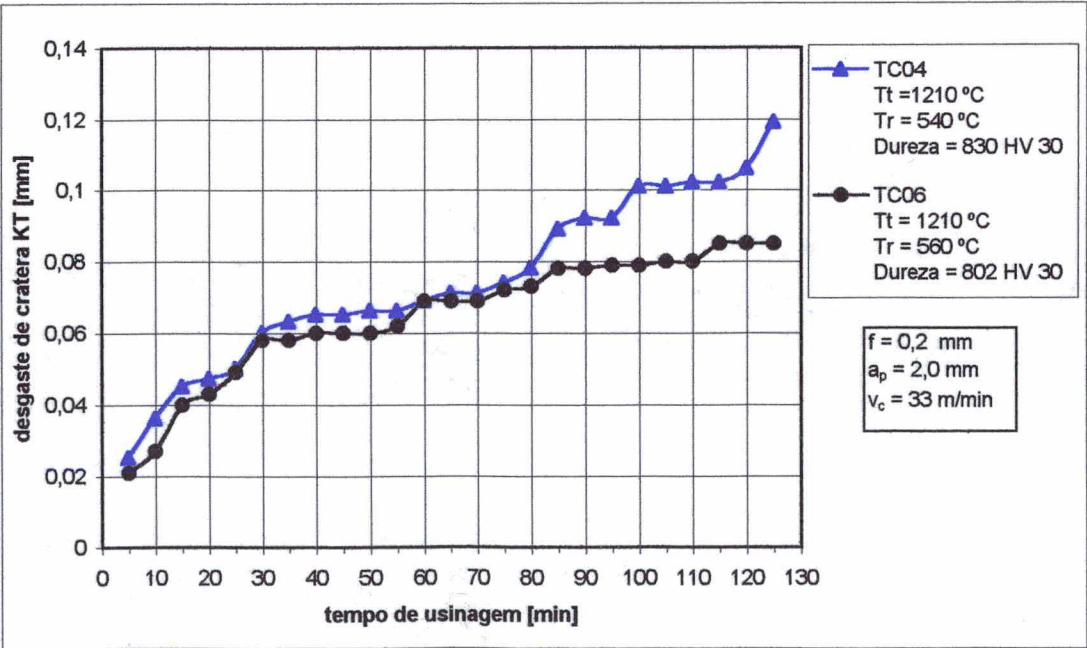


Figura 6.21 - Curvas de desgaste de cratera das ferramentas TC04 e TC06, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa

6.2 - Resultados obtidos com as ferramentas M2

Os resultados obtidos com essas ferramentas não foram tão elucidativos como os obtidos com as ferramentas T15 sinterizadas. Conforme o descrito na revisão bibliográfica deste trabalho, uma das principais vantagens do processo de metalurgia do pó é justamente a maior homogeneidade da microestrutura e a obtenção de propriedades mecânicas mais consistentes, possibilitando a maior repetibilidade das propriedades mecânicas na produção de ferramentas de mesmo material. A dispersão das propriedades mecânicas é maior em um mesmo lote de ferramentas de aço rápido obtidas pelo processo convencional.

Mesmo assim, verificou-se que as ferramentas temperadas a 1210 °C e revenidas a 540 °C, no geral, apresentaram pior desempenho em relação às demais combinações de tratamento térmico, conforme ilustram as figuras 6.22, 6.28, 6.33, 6.35 e 6.36. A superioridade das ferramentas temperadas a 1210 °C e revenidas a 560 °C ficou mais evidenciada nas maiores velocidades de cortes, pois a evolução do desgaste de flanco VB_N ocorreu de maneira mais constante e não aumentou abruptamente no decorrer do tempo de usinagem, o que já não é verdadeiro para as demais combinações de tratamento térmico, figura 6.34.

6.2.1 – Resultados obtidos com as ferramentas M2 na primeira etapa dos ensaios

Na velocidade de corte de 30 m/min, até o tempo de usinagem de 39 min e apresentando um desgaste de flanco VB_N de 0,38 mm, a ferramenta MC16 apresentou um desgaste de flanco menor estatisticamente do que as ferramentas MC17 e MC21 (anexo VII) e, após, não mais ofereceu condições de usinagem, figura 6.22. Para as ferramentas MC17 e MC21 verificou-se que até o tempo de usinagem de 46 min, e para o desgaste de flanco VB_N de aproximadamente 0,75 mm, ambas tiveram um comportamento ao desgaste semelhante, ou seja, não ocorreu uma variação significativa (anexo VII). A partir desse tempo de usinagem, 46 min, a ferramenta MC17 sofreu um desgaste bem mais acentuado e foi utilizada durante 56 min contra 69 min da ferramenta MC21. As figuras 6.23 e 6.24, respectivamente, ilustram o desgaste na face e no flanco da ferramenta MC16, na velocidade de 30 m/min. As figuras 6.25 e 6.26 referem-se ao desgaste da ferramenta MC17. A ferramenta MC21 entrou em colapso total no tempo de usinagem de 69,15 min ($VB_N = 0,79$ mm), fig. 6.27.

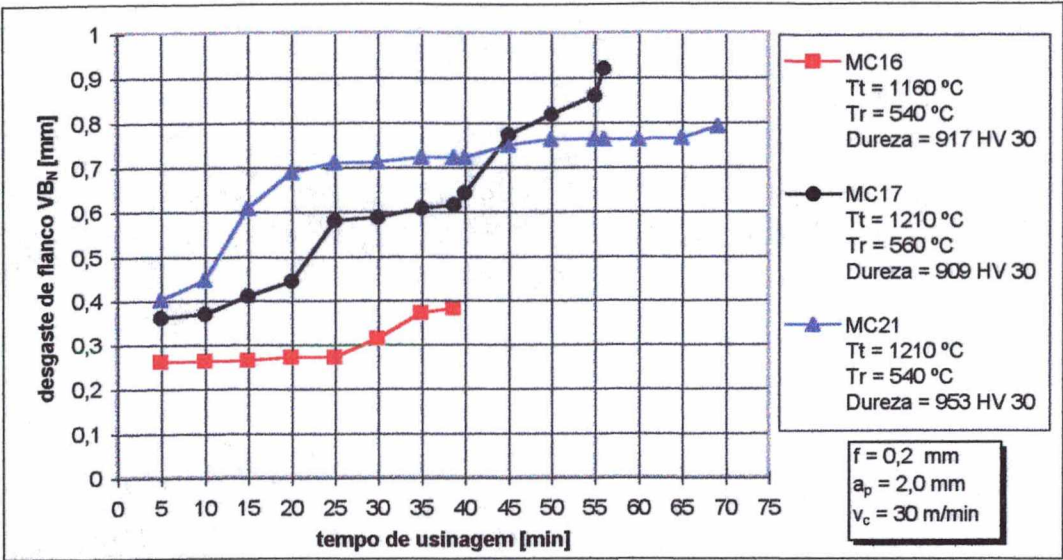


Figura 6.22 – Curvas de desgaste das ferramentas MC16, MC17 e MC21, 30 m/min, ensaio da 1ª etapa

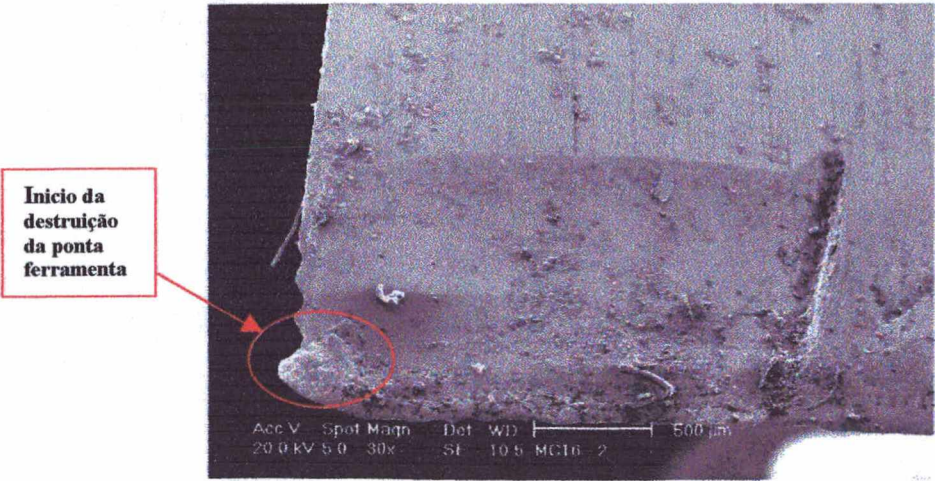


Figura 6.23 – Vista da face da ferramenta MC16, $v_c = 30 \text{ m/min}$

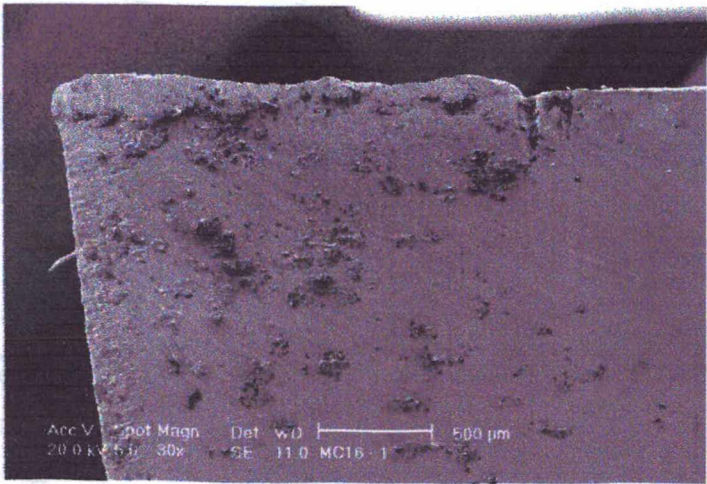


Figura 6.24 – Vista do flanco da ferramenta MC16, $v_c = 30 \text{ m/min}$

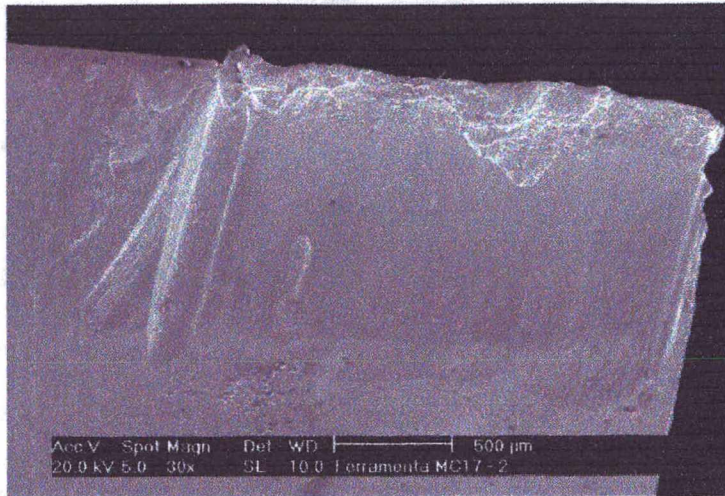


Figura 6.25 – Vista da face da ferramenta MC17, $v_c = 30$ m/min

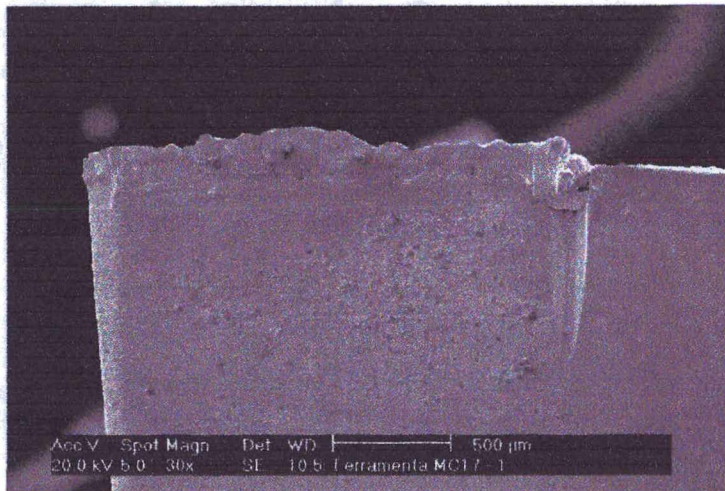


Figura 6.26 – Vista do flanco da ferramenta MC17, $v_c = 30$ m/min

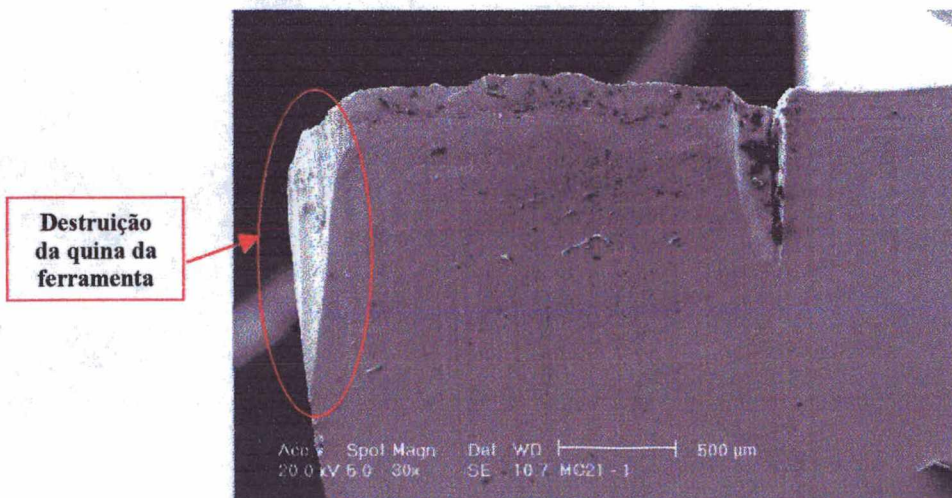


Figura 6.27 – Colapso da ferramenta MC21, $v_c = 30$ m/min

Através da figura 6.28, verificou-se que as ferramentas MC18, MC19 e MC20 tiveram um comportamento ao desgaste semelhante até aproximadamente 28,5 min, ou seja, não ocorreu uma variação estatisticamente significativa (anexo VII). A partir desse momento, a ferramenta MC20 desgastou-se de forma mais acentuada, sendo utilizada durante aproximadamente 37 min quando alcançou um desgaste de flanco VB_N de 0,84 mm. Inclusive, esse foi tão nítido que se propagou para a face da ferramenta, figura 6.31 e 6.32. As ferramentas MC18 e MC19 não mais apresentaram condições de usinagem após aproximadamente 29 min, figuras 6.29 e 6.30. As durezas destas ferramentas não foram significativamente diferentes entre si (anexo VII).

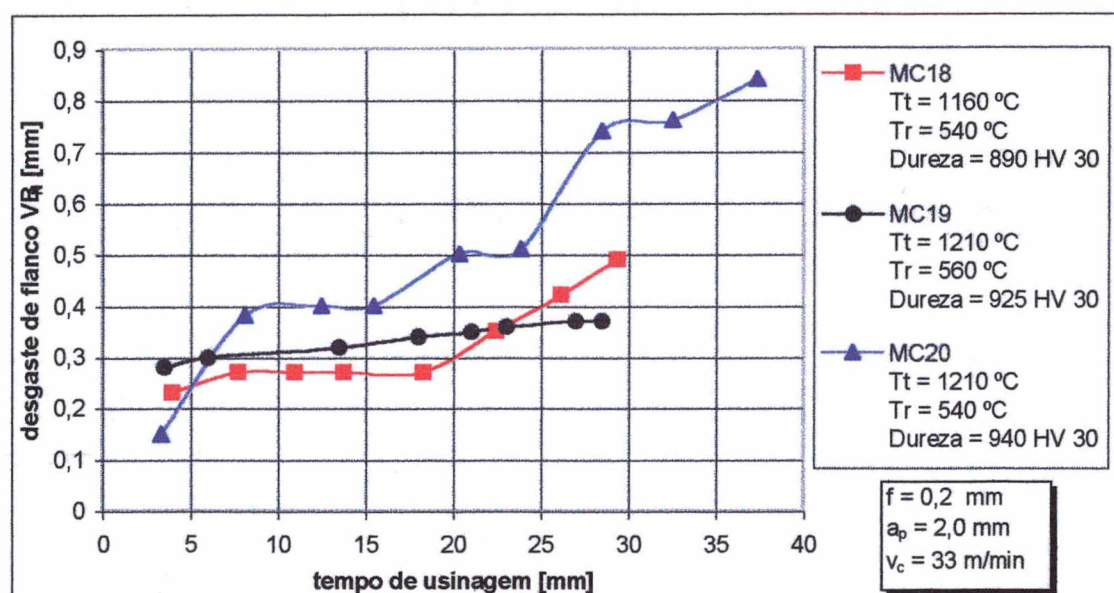


Figura 6.28 – Curvas de desgaste das ferramentas MC18, MC19 e MC20, 33 m/min, ensaio da 1ª etapa

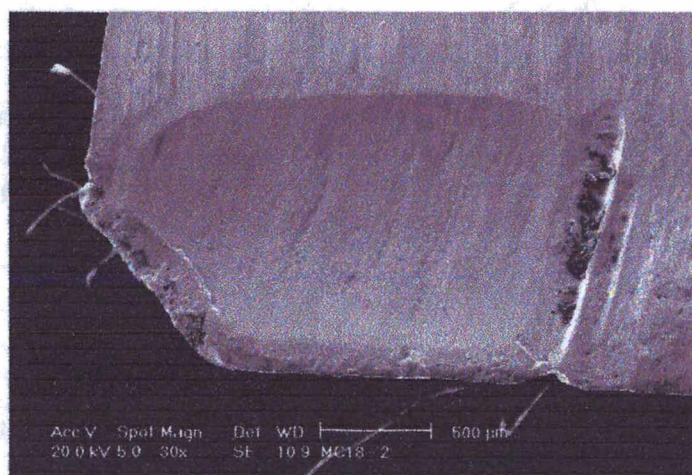


Figura 6.29 – Colapso da ferramenta MC18, $v_c = 33 \text{ m/min}$

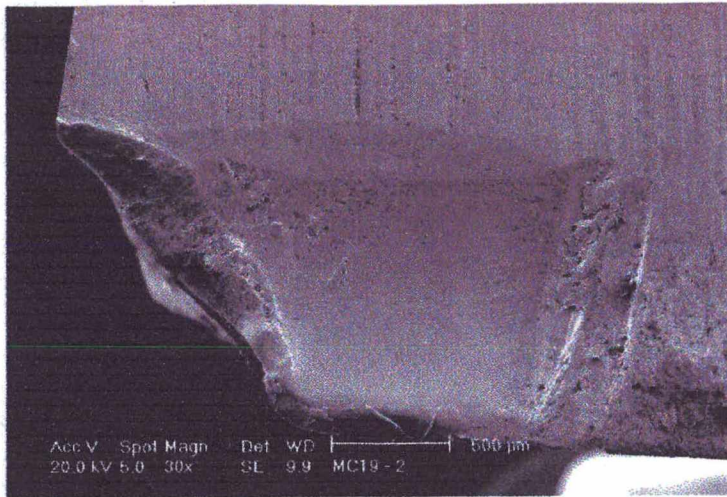


Figura 6.30– Colapso da ferramenta MC19, $v_c = 33$ m/min

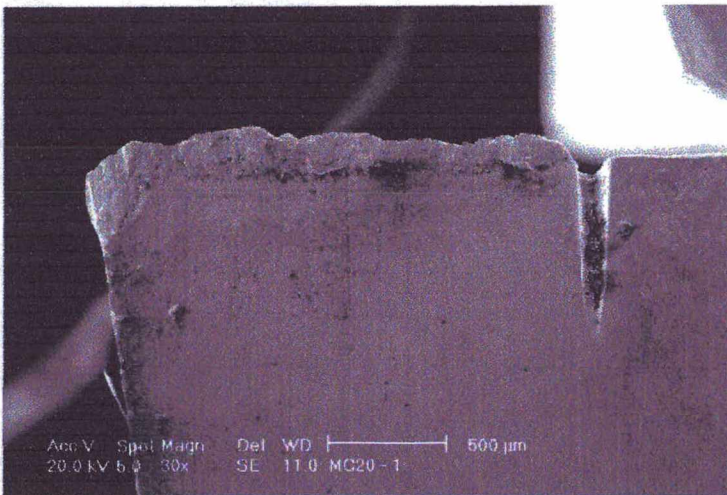
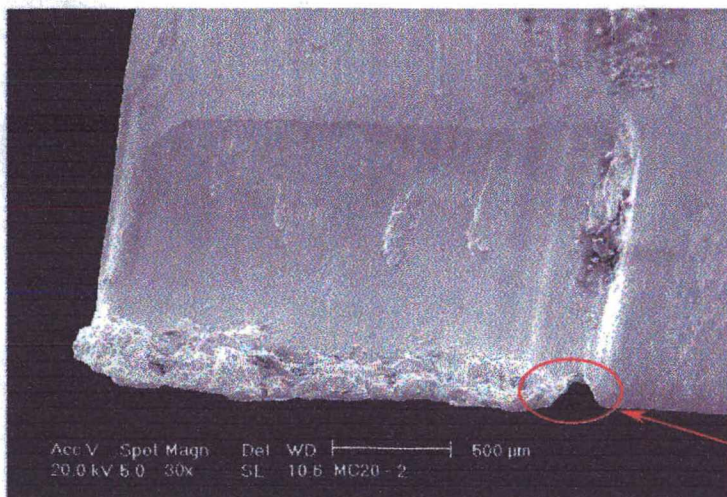


Figura 6.31 – Vista do flanco da ferramenta MC20, $v_c = 33$ m/min



Propagação do desgaste
de flanco VB_N

Figura 6.32 – Vista da face da ferramenta MC20, $v_c = 33$ m/min

6.2.2 – Resultados obtidos com as ferramentas M2 na segunda etapa dos ensaios

Para os ensaios da segunda etapa, assim como para as ferramentas T15, as velocidades de corte utilizadas foram alternadas em relação à primeira etapa e, além disso, também efetuou-se um maior número de medições de dureza em cada ferramenta.

Conforme ilustra a figura 6.33, verificou-se que a ferramenta MC17 apresentou, nitidamente, um menor desgaste de flanco VB_N em relação à ferramenta MC20 e, em relação à ferramenta MC16, o comportamento ao desgaste foi semelhante, ou seja, a diferença não foi significativa (anexo VIII). A ferramenta temperada a 1210 °C e revenida a 540 °C, no caso a MC20, apesar de apresentar dureza significativamente maior (anexo VIII), desgastou-se de maneira mais acentuada em relação às ferramentas temperadas a 1160 °C e 1210 °C e, respectivamente, revenidas 540 °C e 560 °C, no caso a MC16 e MC17, as quais apresentaram durezas estatisticamente semelhantes.

A figura 6.34 apresenta a evolução do desgaste de flanco VB_N das ferramentas MC16, utilizada na velocidade de 33 m/min, e MC19, utilizada na velocidade de 35 m/min. Através desta, verificou-se que ambas apresentaram um comportamento ao desgaste semelhante, o que é confirmado estatisticamente (anexo VIII). Com relação às durezas dessas ferramentas verificou-se que não diferem significativamente (anexo VIII). Portanto, a ferramenta MC19, mesmo trabalhando numa velocidade maior, apresentou um desgaste semelhante a MC16, o que indica sua superioridade, talvez decorrente do tratamento térmico mais adequado.

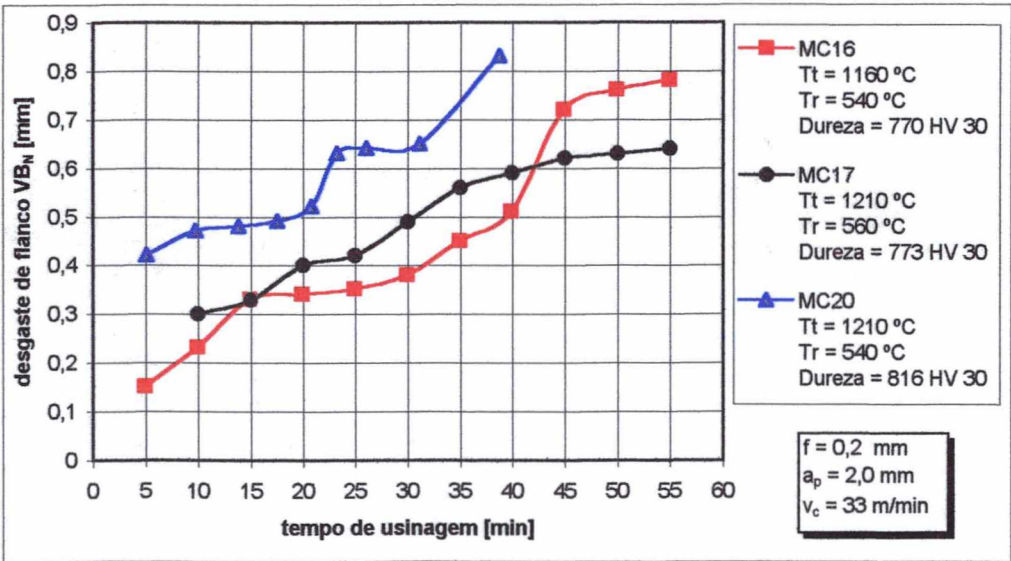


Figura 6.33 – Curvas de desgaste das ferramentas MC16, MC17 e MC20, 33 m/min, ensaio da 2ª etapa

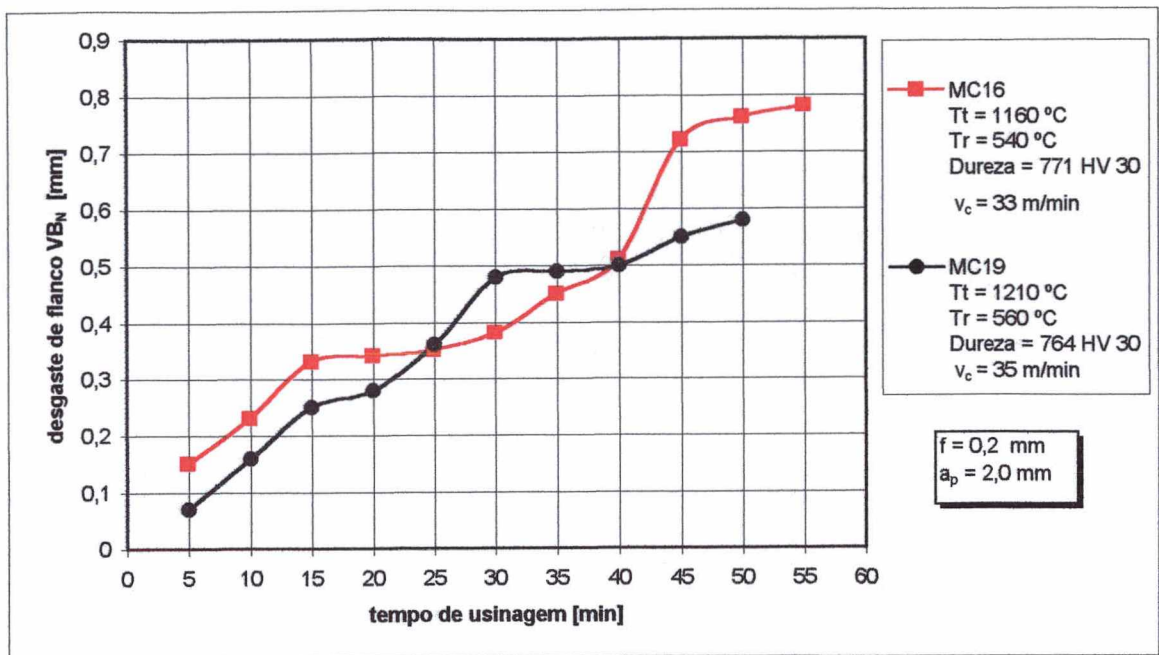


Figura 6.34 - Curvas de desgaste das ferramentas MC19 e M16, ensaio da 2ª etapa

6.2.3 – Resultados obtidos com as ferramentas M2 na terceira etapa dos ensaios

Procedendo-se como nos ensaios da terceira etapa com as ferramentas T15, fixou-se a velocidade de corte em 33 m/min, com a finalidade de facilitar a comparação dessas com as M2.

Conforme ilustra a figura 6.35, tanto a ferramenta MC18 quanto a MC19 apresentaram um desgaste estatisticamente menor do que a ferramenta MC20 (anexo IX). Com relação às ferramentas MC18 e MC19 verificou-se que ambas apresentaram um comportamento estatisticamente semelhante no que diz respeito ao desgaste de flanco VB_N , isto até o tempo de usinagem de 70 min (anexo IX). Destas, somente as ferramentas MC18 e MC19 apresentaram durezas estatisticamente semelhantes (anexo IX).

Portanto, conforme o verificado nas etapas anteriores, a combinação de têmpera de 1210 °C e revenimento de 540 °C não proporcionou uma boa resistência ao desgaste à ferramenta, no caso a MC20. Com relação às demais combinações de tratamento térmico, ou seja, têmperas de 1160 °C e 1210 °C e, respectivamente, revenimentos de 540 °C e 560°C, proporcionaram um comportamento semelhante no que diz respeito ao desgaste de flanco, no caso as ferramentas MC16 e MC19.

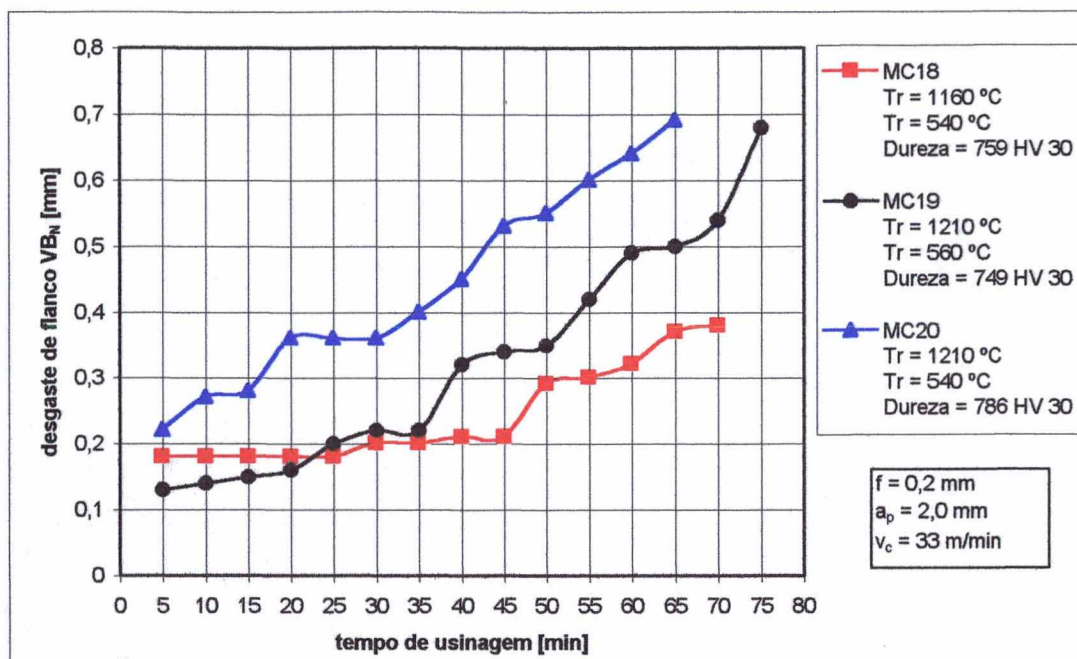


Figura 6.35 - Curvas de desgaste das ferramentas MC18, MC19 e MC20, 33 m/min, ensaio 3ª etapa

Conforme ilustra a figura 6.36, observou-se que as ferramentas MC16 e MC19 apresentaram um comportamento ao desgaste estatisticamente semelhante até o tempo de usinagem de 55 min (anexo IX), para um desgaste de cratera KT de aproximadamente 0,075 mm. Após este tempo a ferramenta MC16 deixou de ser utilizada por não mais apresentar condições de corte, enquanto que a ferramenta MC19 foi utilizada até 75 min, o que significa uma durabilidade superior de aproximadamente 36%, indicando a sua superioridade. Com relação à ferramenta MC20, a MC19 apresentou um comportamento ao desgaste estatisticamente menor (anexo IX) no decorrer de todo o tempo de usinagem, sendo condizente com as observações realizadas na análise do desgaste de flanco VB_N . Porém, verificou-se que as ferramentas MC16 e MC20 tiveram um desempenho semelhante até o tempo de 55 min ou seja, estatisticamente não ocorreu variação significativa (anexo IX), fato que não condiz com os resultados obtidos na análise do desgaste de flanco. Essas ferramentas apresentaram durezas significativamente diferentes entre si (anexo IX).

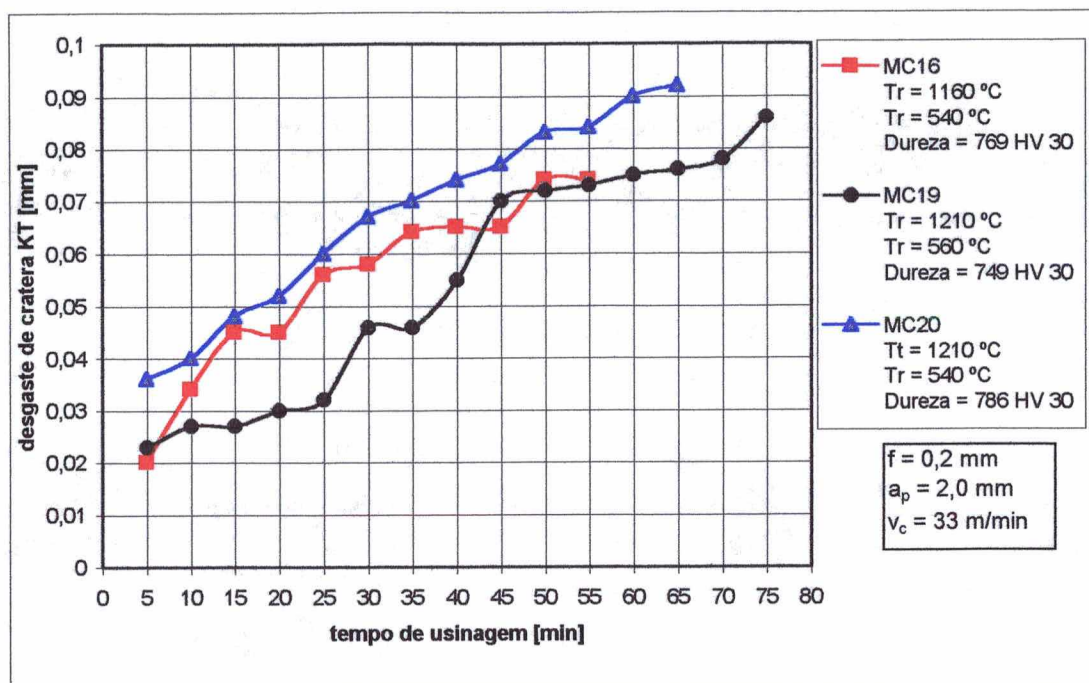


Figura 6.36 – Curvas de desgaste de cratera das ferramentas MC16, MC19 e MC20, ensaio da 3ª etapa

6.3 – Comparação entre as Ferramentas Fornecidas pelo IPEN: T15 Sinterizadas e M2 Convencionais

Conforme é descrito na revisão bibliográfica deste trabalho, o processo de metalurgia do pó proporciona às ferramentas de aço rápido propriedades mecânicas superiores ao processo convencional, lingotamento e conformação mecânica.

Neste trabalho, os resultados obtidos, e que serão apresentados a seguir, foram condizentes com a literatura, ou seja, as ferramentas T15 sinterizadas apresentaram um desempenho superior em relação às M2 convencionais, ressaltando-se que as comparações foram realizadas com ferramentas de mesmo tratamento térmico.

Conforme ilustra a figura 6.37, verificou-se que as ferramentas TC02 e MC16, de mesmo tratamento térmico e com valores de dureza semelhantes, apresentaram um comportamento ao desgaste estatisticamente semelhante até o tempo de aproximadamente 38 min (anexo X) e um desgaste de flanco VB_N de aproximadamente 0,39 mm. A partir desse tempo, a ferramenta MC16 não apresentou mais condições de usinagem, enquanto que com a ferramenta TC02

atingiu-se um tempo de 62 min para um desgaste de flanco de 0,72 mm, evidenciando sua superioridade. Ainda, conforme ilustra a figura 6.38, verificou-se que a ferramenta TC05, utilizada durante 78 min com um desgaste de flanco final de 0,74 mm, teve um desempenho estatisticamente superior a ferramenta MC17 (anexo X), a qual ofereceu condições de usinagem apenas até 56 min com um desgaste acentuado de flanco de aproximadamente 0,9 mm.

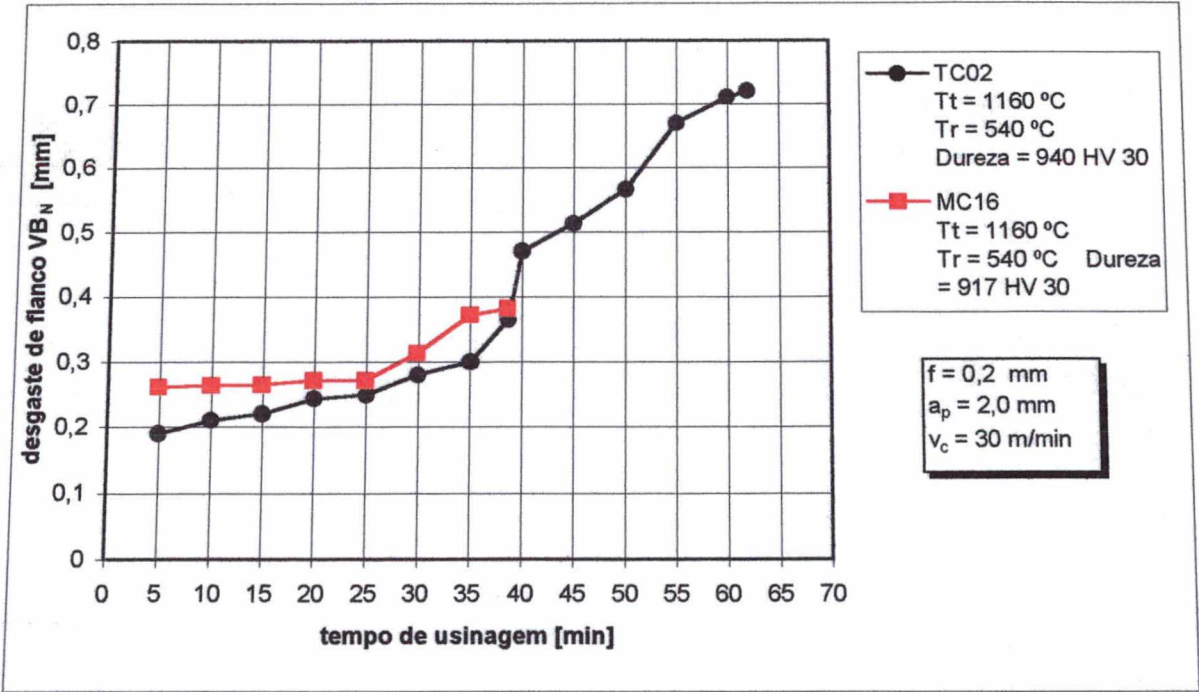


Figura 6.37 – Curvas de desgaste das ferramenta TC02 e MC16, 30 m/min, ensaio da 1ª etapa

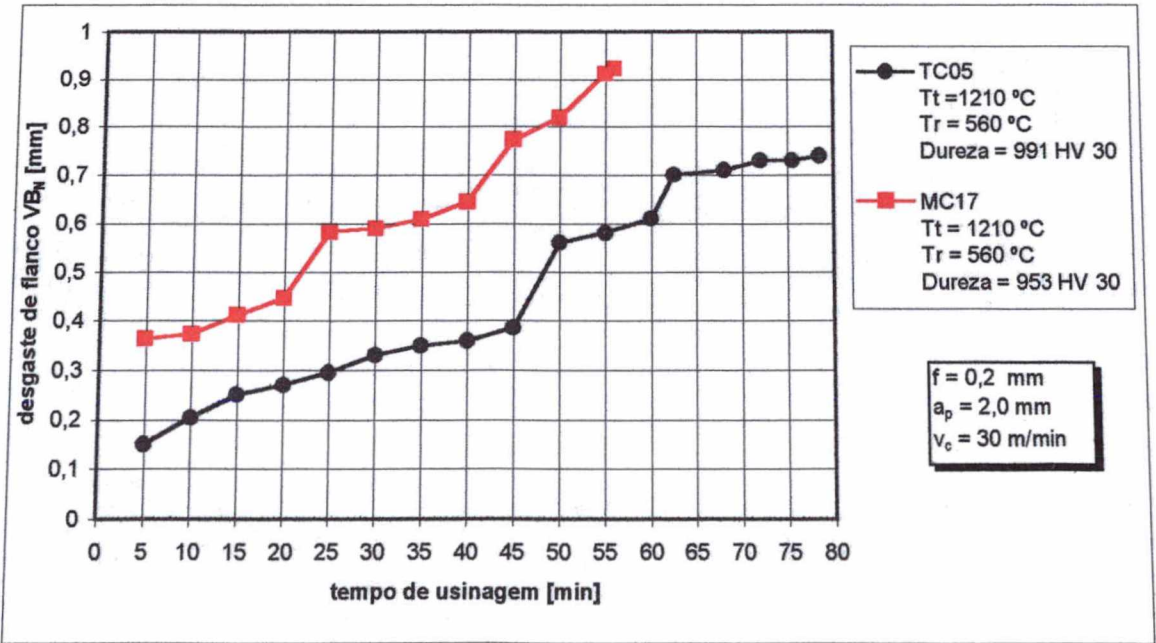


Figura 6.38 – Curvas de desgaste das ferramentas TC05 e MC17 30 m/min, ensaio da 1ª etapa

Conforme ilustra a figura 6.39, as ferramentas TC02 e MC16, de mesmo tratamento térmico, apresentaram um comportamento ao desgaste estatisticamente semelhante até o tempo de usinagem de 55 min (anexo X). A partir daí, somente a ferramenta TC02 ofereceu condições de usinagem, sendo utilizada durante 85 min até um desgaste de flanco VB_N final de aproximadamente 0,5 mm, confirmando a superioridade das T15 sobre as M2. As durezas dessas ferramentas não diferiram significativamente (anexo X).

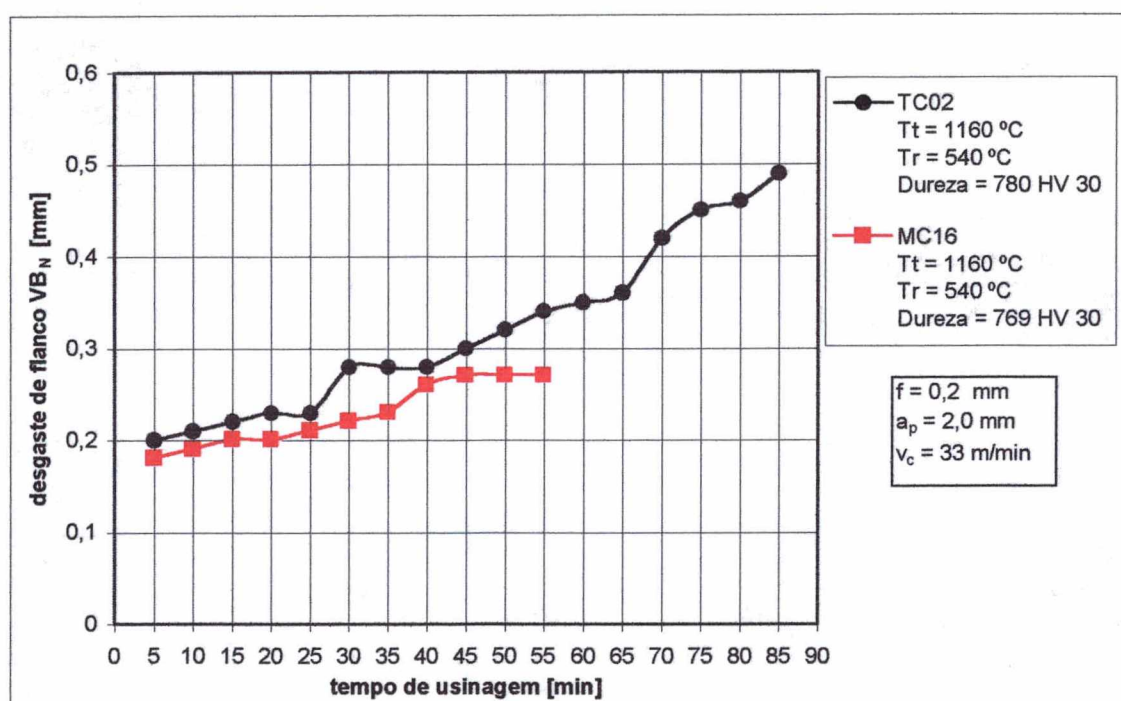


Figura 6.39 – Curvas de desgaste das ferramenta TC02 e MC16, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa

De acordo com a figura 6.40, novamente verificou-se a superioridade da ferramenta T15 sobre a M2. As ferramentas TC06 e MC19, as quais apresentaram durezas significativamente diferentes (anexo X), apresentaram um comportamento ao desgaste semelhante até o tempo de usinagem de 50 min e, posteriormente a esse tempo, a ferramenta MC19 desgastou-se de forma bem mais acentuada em relação à ferramenta TC06, a qual foi utilizada durante 125 min. Por último, conforme ilustra a figura 6.41, a superioridade da ferramenta T15 em relação à M2 ficou evidente, apesar da ferramenta MC19 ter apresentado um desgaste de flanco menor nos

primeiros 13 min de usinagem. Novamente, as durezas dessas diferiram significativamente (anexo X).

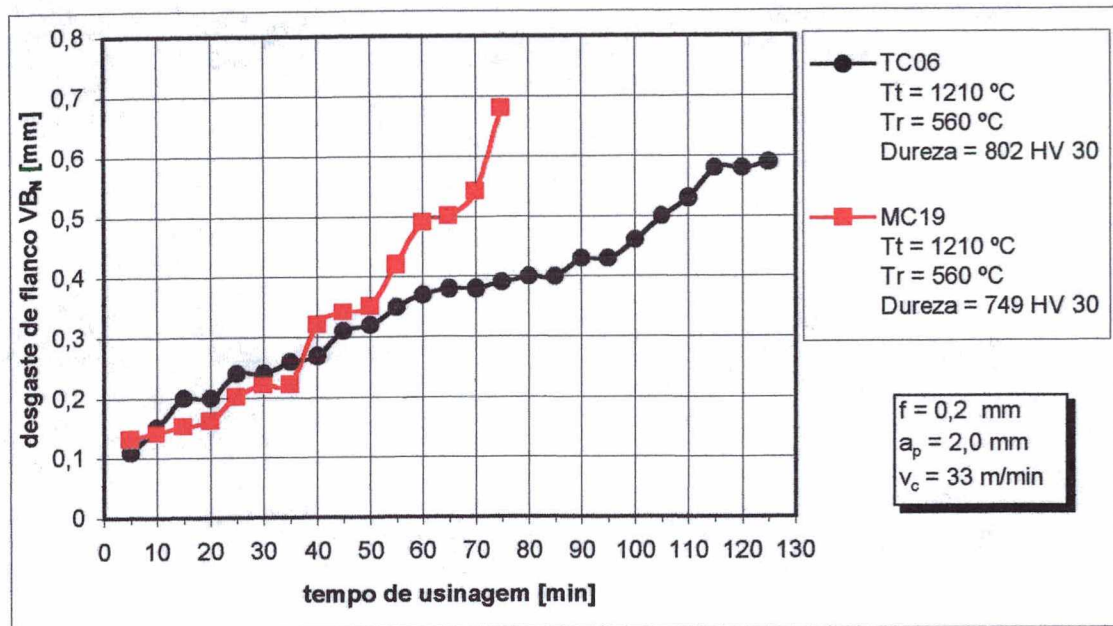


Figura 6.40 – Curvas de desgaste da ferramentas TC06 e MC19, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa

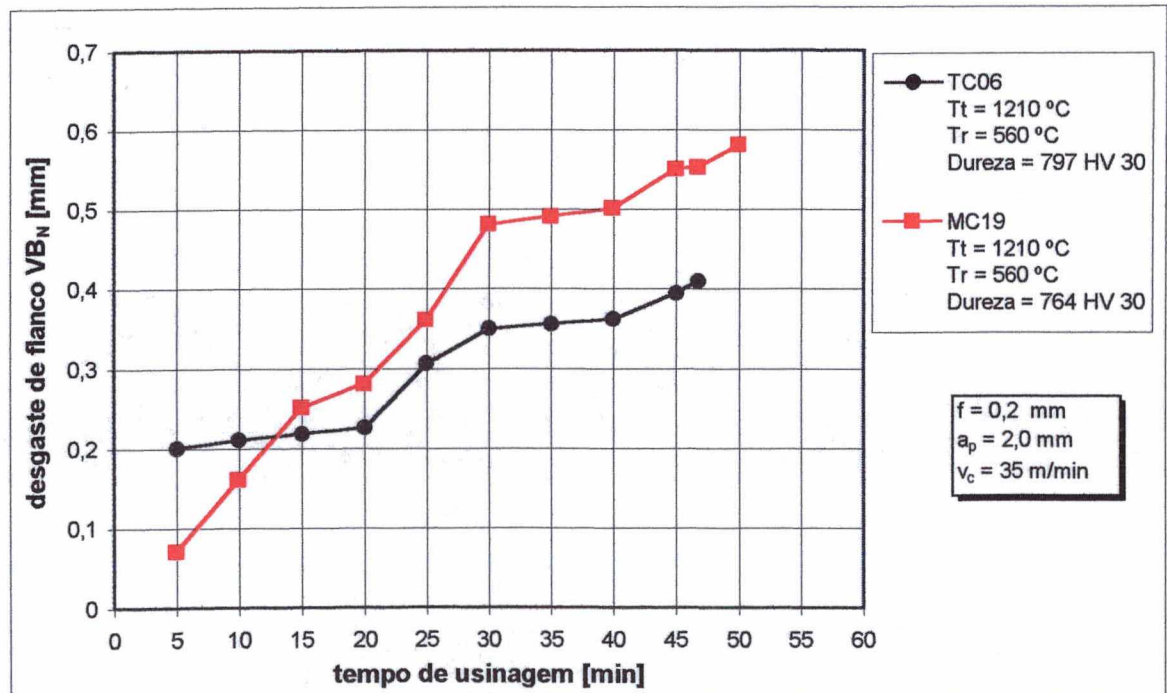


Figura 6.41 – Curvas de desgaste da ferramentas TC06 e MC19, 35 m/min, ensaio da 2ª etapa

6.4 – Comparação das Ferramentas T15 sinterizadas com as VK-10E - 10% Co

O comportamento ao desgaste das ferramentas T15 sinterizadas também foi superior às ferramentas VK10E, com 10% de cobalto, produzidas pela SPERAFICO & CIA Ltda. A ferramenta T06 foi escolhida para ser comparada com as ferramentas VK-10E por apresentar tratamento térmico mais aproximado, reduzindo o efeito deste sobre os resultados comparativos.

Através da figura 6.42, verificou-se que o desgaste da ferramenta TC06, utilizada durante 125 min para um desgaste de flanco VB_N de 0,6 mm, foi estatisticamente menor (anexo X) do que o apresentado pela ferramenta denominada para estes ensaios de VK2, utilizada durante 132 min para um desgaste de flanco de 0,69 mm. As durezas dessas ferramentas diferiram significativamente (anexo). Portanto, pode-se levantar a hipótese de que o efeito do cobalto foi menor do que o efeito do processo de obtenção do material da ferramenta, porém os outros elementos de liga, conforme mostra a tabela 3.1 do capítulo 3, podem ter exercido influência na superioridade da ferramenta T15 sinterizada. Outra observação realizada para todas as ferramentas, a partir da terceira etapa, refere-se ao desgaste do flanco secundário, denominado, nesse trabalho, de VB_L . Ao longo da usinagem as marcas deste desgaste evoluíram na forma de escada e, conforme surgiam, eram denominadas de VB_{L1} , VB_{L2} , VB_{L3} e, assim, sucessivamente, figura 6.43.

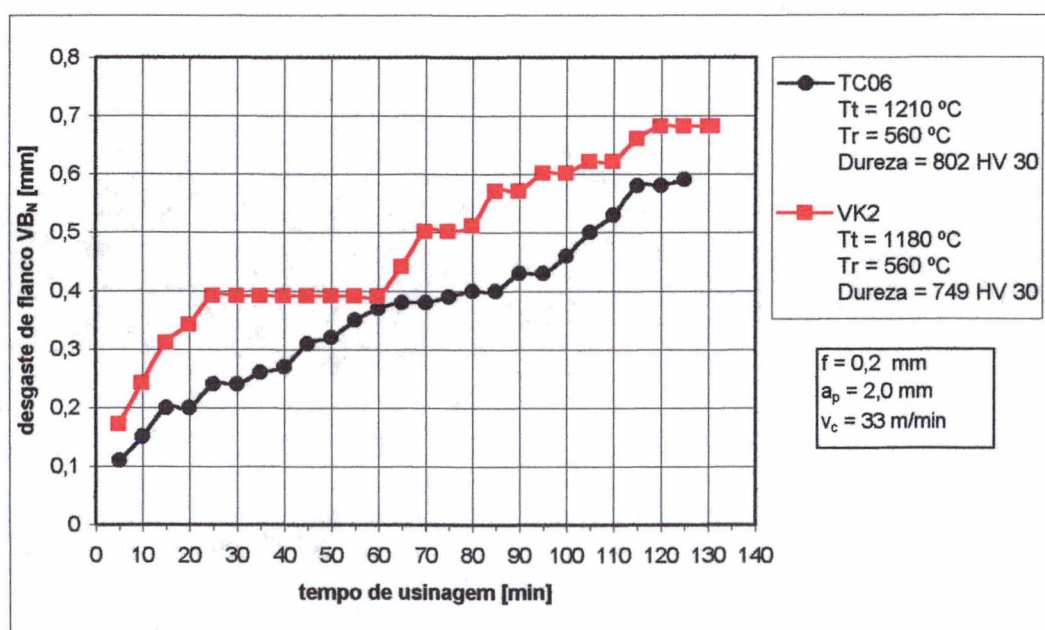


Figura 6.42 – Curvas de desgastes das ferramentas TC06 e VK2, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa



Figura. 6.43 – Desgaste no flanco secundário da ferramenta VK2 (aumento de 40x)

A figura 6.44 ilustra o comportamento ao desgaste da ferramenta TC06 e de uma outra ferramenta VK-10E, tratada termicamente igual a VK2, denominada para estes ensaios específicos de VK7'. A ferramenta TC06, novamente, apresentou um desempenho superior à ferramenta produzida a partir do material VK-10E (anexo X). A ferramenta VK7' foi utilizada durante 95 min, enquanto que a ferramenta TC06 durou 125 min apresentando um desgaste VB_N final de 0,59 mm. A figura 6.45 ilustra o desgaste do flanco secundário da ferramenta VK7', após sua total utilização. As durezas dessas ferramentas não diferiram significativamente (anexo X).

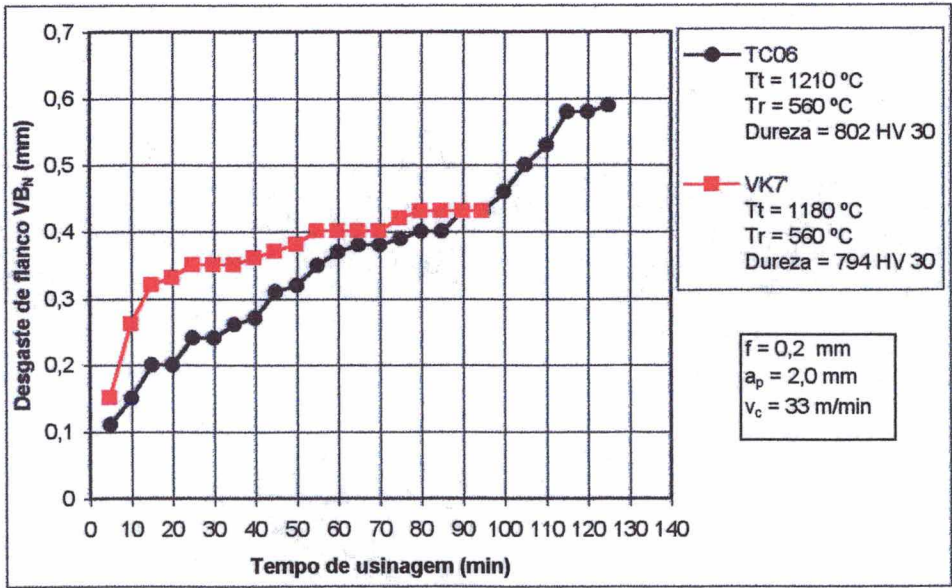


Figura 6.44 – Curvas de desgastes das ferramentas TC06 e VK7', 33 m/min

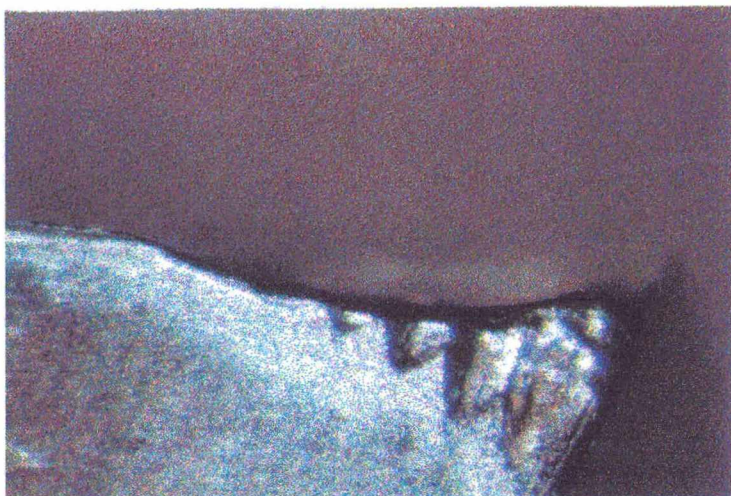


Figura. 6.45 – Desgaste no flanco secundário da ferramenta VK7' (aumento de 40x)

6.5 – Comparação das Ferramentas M2 Convencionais, Fornecidas pelo IPEN, com as M2 Convencionais Adquiridas na ICO Comercial

Da mesma forma que foram comparadas as ferramentas T15 com as VK-10E devido ao fato das condições de tratamento térmico serem semelhantes, utilizou-se a ferramenta MC19, fornecida pelo IPEN, por possuir tratamento térmico mais próximo das ferramentas M2 convencionais, adquiridas na ICO Comercial, ressaltando-se que ambas possuem composição química semelhante, tabela 3.1. A ferramenta MC19 foi temperada a 1210 °C e as ferramentas M2 comerciais, denominadas especificamente para este trabalho de MI2' e MI3, foram temperadas a 1170 °C e a temperatura de revenimento, para todas essas, foi de 560 °C.

Conforme ilustra a figura 6.46, verificou-se que as ferramentas MC19 e MI2' apresentaram um comportamento ao desgaste semelhante, ou seja, estatisticamente não há diferença significativa, assim como para os valores de durezas (anexo X). Comparando a ferramenta MI3, de mesmo tratamento térmico da MI2', com a MC19, conforme ilustra a figura 6.47, verificou-se que ambas apresentaram um comportamento semelhante até 55 min de usinagem, salientando-se que as durezas dessas ferramentas não diferiram significativamente. A partir daí, a MI3 não proporcionou condições de usinagem e a MC19 continuou sendo utilizada até 75 min, com desgaste VB_N final de aproximadamente 0,68 mm. O que ficou evidenciado é

que a MC19, fornecida pelo IPEN, no mínimo apresentou um comportamento semelhante às M2 convencionais obtidas no comércio.

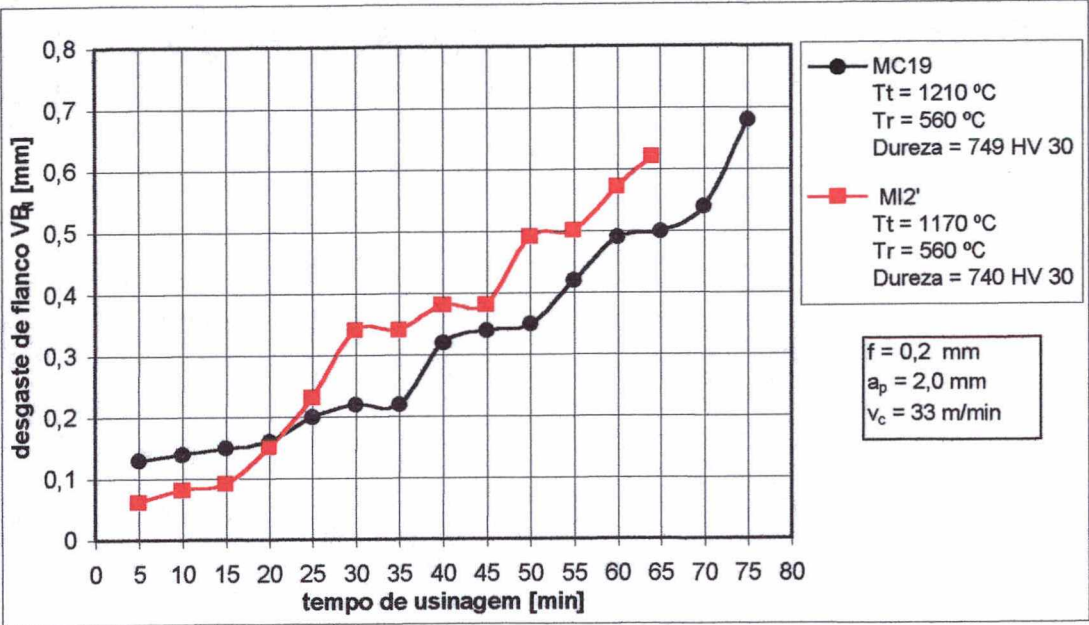


Figura 6.46 – Curvas de desgastes das ferramentas MC19 e MI2', 33 m/min, ensaio da 3ª etapa

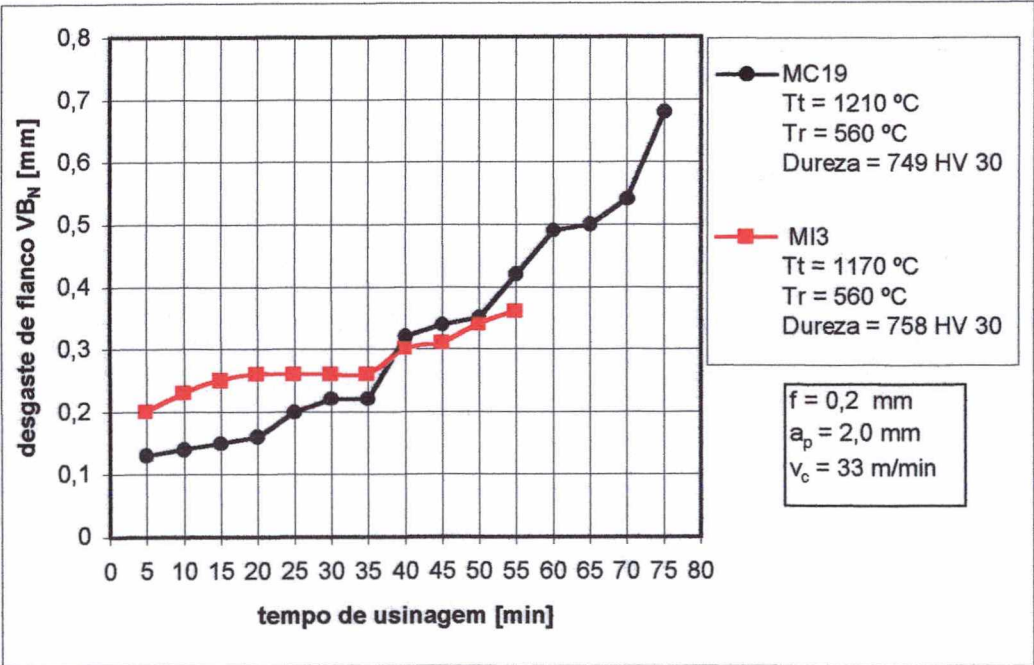


Figura 6.47– Curvas de desgastes das ferramentas MC19 e MI3, 33 m/min, ensaio da 3ª etapa

6.6 - Análise dos Resultados das Medições de Dureza das Ferramentas Empregadas Neste Trabalho

A partir da metodologia estruturada conforme o descrito no item 4.3 do capítulo 4, constatou-se que a maioria das ferramentas apresentaram uma variação significativa entre durezas médias das regiões localizadas na cunha, as quais também apresentaram uma variação significativa em relação à haste. Porém, as durezas médias das regiões C e D, figura 4.7 do capítulo 4, as quais estão localizadas na haste da ferramenta, não diferiram significativamente, com exceção da ferramenta VK7', conforme a tabela 6.5. Portanto, pode-se afirmar que, nesse caso específico, foi necessário um grande cuidado tanto ao se adotar uma determinada região como padrão para executar as medições de dureza de cada ferramenta quanto ao comparar esses valores entre si. Por exemplo, tanto a ferramenta TC05 quanto a TC06, de mesmo tratamento térmico, não apresentaram diferença de dureza entre as regiões A, B, C e D. Já para as ferramentas convencionais isso não aconteceu, ou seja, a ferramenta MC16 apresentou diferença de dureza entre uma região e outra, o que não ocorreu com a MC18, ambas de mesmo tratamento térmico, conforme ilustra a tabela 6.6.

Tabela 6.5 – Média das durezas nas regiões A, B, C e D, das ferramentas utilizadas nos ensaios da terceira etapa.

Ferramenta	Valores de durezas por região (HV 30)			
	A	B	C	D
TC02	844,7	749,1	776,1	776,4
TC04	856,0	843,5	815,5	816,2
TC05	812,3	810,8	804,9	810,4
TC06	815,7	795,4	809,5	807,0
MC16	803,7	772,1	760,5	755,6
MC18	781,2	766,8	748,9	746,6
MC19	711,7	729,5	770,1	771,3
MC20	810,2	749,9	798,3	794,1
MI2'	796,2	802,2	690,6	693,5
MI3	820,3	711,5	760,3	764,5
VK2	768,8	716,5	714,1	745,6
VK7'	729,8	735,2	707	745,6

Tabela 6.6 – Comparação entre as regiões A, B, C e D para cada ferramenta utilizada na terceira etapa dos ensaios

Ferramenta	Comparação das dureza médias das regiões de cada ferramenta					
	AxB	AxC	AxD	BxC	BxD	CxD
TC02	≠	≠	≠	≠	≠	=
TC04	=	≠	≠	≠	≠	=
TC05	=	=	=	=	=	=
TC06	=	=	=	=	=	=
MC16	≠	≠	≠	=	=	=
MC18	=	=	=	=	=	=
MC19	=	≠	≠	≠	≠	=
MC20	≠	=	=	≠	≠	=
MI2'	=	≠	≠	≠	≠	=
MI3	≠	≠	≠	≠	≠	=
VK2	≠	≠	≠	≠	=	=
VK7'	=	≠	≠	≠	≠	=

Assim, supõe-se que o aquecimento gerado durante a afiação influenciou nas durezas das ferramentas, com exceção das ferramentas sinterizadas TC05 e TC06, as quais foram temperadas a 1210 °C e revenidas a 560 °C, combinação essa que proporcionou às ferramentas um melhor desempenho quando comparadas com as demais. Das convencionais apenas a MC18 não sofreu alteração na dureza de uma região para outra.

O andamento dessa pesquisa sobre as propriedades mecânicas dos aços rápidos tanto sinterizados como convencionais dar-se-á com ferramentas confeccionadas em forma de pastilha. Um lote de 12 pastilhas encontra-se em fase de caracterização nos laboratórios da UFSC, sendo que as durezas das mesmas já foram medidas e para isso utilizou-se o mesmo equipamento, a mesma carga e o mesmo procedimento nas medições de durezas das ferramentas utilizadas neste trabalho. Essas durezas foram medidas na face das pastilhas e na superfície oposta a esta.

Verificou-se que não ocorreu variação significativa entre as durezas médias dessas superfícies, isto para todas as pastilhas. A quantidade de material removido durante a afiação de um bits, bem como as distorções e a diferença de temperatura ao longo da seção transversal do mesmo são superiores em relação às pastilhas, visto que estas são processadas em um molde cujo as dimensões são próximas da forma final da ferramenta. Pode ser que esses fatores, juntamente com o procedimento utilizado na afiação dos bits utilizados neste trabalho, também tenham contribuído nos resultados apresentados neste item.

É claro que novos estudos devem ser realizados para avaliar de forma mais consistente o efeito da afiação e reafiação em lotes posteriores, abrangendo outras variáveis que aqui não foram monitoradas e que fazem parte do processo de afiação, tais como dressagem do rebolo e condições de usinagem (velocidade, avanço e profundidade de afiação).

6.7 – Relação entre a Microestrutura e o Comportamento ao Desgastes das Ferramentas T15 Sinterizadas e M2 Convencionais

As considerações feitas a seguir são suposições e, por isso, devem ser muito bem exploradas posteriormente. Portanto, essas suposições servem como ponto de partida para um estudo bem mais aprofundado sobre esse assunto, até mesmo porque a concentração deste trabalho foi com ênfase nos ensaios de usinagem e a questão microestrutural serviu de complemento. Porém, estas suposições foram fundamentadas nas análises metalográficas e químicas, e na literatura especializada, conforme apresentado na revisão bibliográfica deste trabalho.

Na temperatura de têmpera de 1210 °C ocorreu uma maior dissolução dos carbonetos e elementos de liga na matriz, tornando-a num estado tensão maior e frágil no estado temperado. Ao contrário, na temperatura de têmpera de 1160 °C a dissolução dos carbonetos e dos elementos de liga foi menor, o que proporcionou a obtenção de uma matriz mais macia e com menor concentração de tensões.

Para um alívio de tensões da matriz frágil, obtida na temperatura de têmpera de 1210 °C, é necessário um revenimento adequado, ou seja, a temperatura de revenimento tem que proporcionar a transformação da martensita frágil em martensita revenida e austenita residual

retida em martensita. Com um novo revenimento, essa martensita frágil, formada a partir da austenita, torna-se martensita revenida e, assim, sucessivamente. Daí a importância do triplo revenimento. Além disso, esse revenimento tem que proporcionar a precipitação dos carbonetos responsáveis pela dureza secundária e um certo coalescimento dos mesmos, proporcionando um tamanho adequado, ou seja, nem demasiadamente pequenos e nem exageradamente grandes, para que não sejam arrancados facilmente da matriz.

Com a temperatura de revenimento de 540 °C, após a têmpera de 1210 °C, por ser uma temperatura de revenimento mais baixa, a precipitação de carbonetos foi menor, portanto, a matriz ainda permaneceu num certo estado de tensão maior. Além disso, não ocorreu uma junção dos carbonetos que se precipitaram e, com isso, permaneceu uma maior quantidade de pequenos carbonetos do tipo MC e M_6C menos coesos com a matriz martensítica frágil [FERRARESI, 1977]. Ocorre que essa falta de coesão entre os carbonetos e a matriz, juntamente com a camada de óxido que se forma durante a usinagem e carrega os carbonetos que são menores do que a espessura dessa camada, aceleraram o desgaste por abrasão no flanco da ferramenta [AMBROZIO; BOEHS; FUNARO; LIMA; NEVES; NOGUEIRA; RIBEIRO, 1998].

Com a temperatura de revenimento de 560 °C, após a têmpera de 1210 °C, ocorreu um revenimento bem mais adequado da martensita frágil, proporcionando uma matriz mais macia. Juntamente com isso, os carbonetos pequenos se uniram e proporcionaram partículas de tamanho adequado, os quais não foram tão facilmente arrancados da matriz devido à maior coesão. Além disso, quando a camada de óxido é arrancada, esta não carrega tantos carbonetos como o que ocorre com os pequenos carbonetos obtidos com o revenimento de 540 °C, após a têmpera de 1210 °C.

As figuras 6.48 e 6.49 mostram a diferença no aspecto da seção transversal, em um ponto próximo ao gume, das ferramentas TC04 e TC06. Observou-se que a densidade de carbonetos menores é bem superior na ferramenta TC04 e, além disso, foi visível uma quantidade maior de pontos pretos nessa ferramenta, figura 6.48, que correspondem ao arrancamento de carbonetos durante a preparação da amostra, do que na ferramenta TC06, figura 6.49.

A figura 6.50 refere-se à microestrutura próximo ao gume da ferramenta TC04 e a figura 6.50 refere-se a microestrutura próximo ao centro da seção transversal dessa ferramenta. Da mesma forma, as figuras 6.52 e 6.53 referem-se à ferramenta TC06. As figuras 6.54 e 6.55 referem-se à ferramenta TC01.

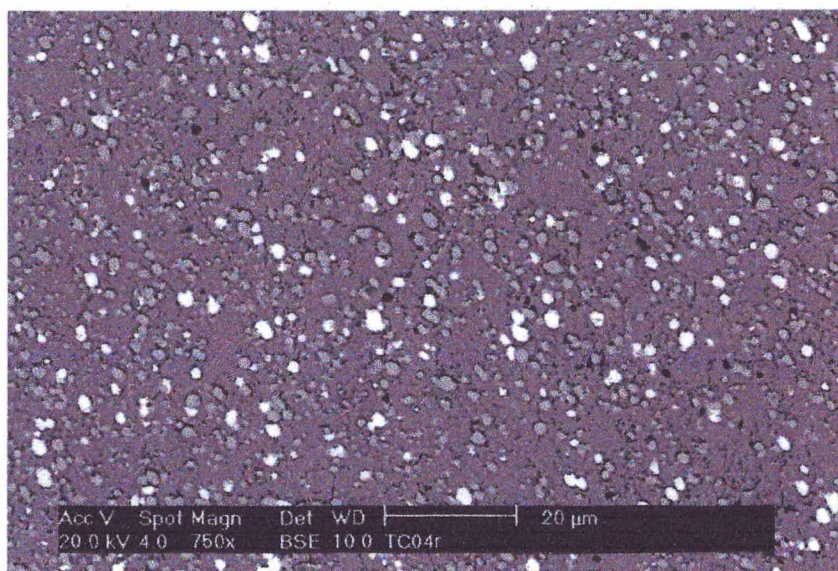


Figura 6.48 – Microestrutura próximo ao gume da ferramenta TC04 (reativo: Nital 2%)

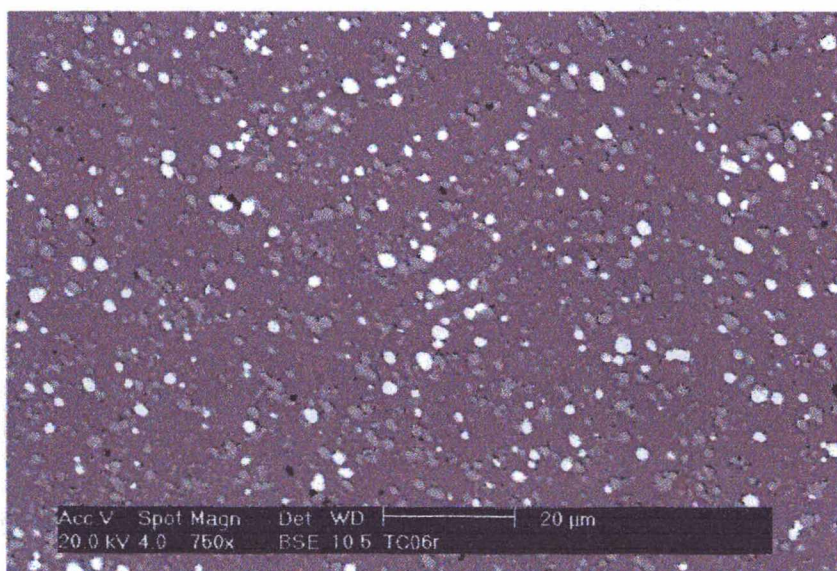


Figura 6.49 – Microestrutura próximo ao gume da ferramenta TC06 (reativo: Nital 2%)

Observou-se que as ferramentas TC04 e TC06 apresentaram uma maior diferença entre o aspecto da microestrutura próximo ao gume e ao centro da seção transversal. Nota-se que ocorreu maior arrancamento de carbonetos próximos ao gume da ferramenta TC04, figura 6.50. Na ferramenta TC06 observaram-se as marcas de desgaste na matriz, as quais podem ter sido decorrentes do abrasivo da lixa utilizada no preparo das amostras ou do escoamento de carbonetos que se desprenderam da matriz. Salienta-se que a ferramenta TC06 apresentou menor dureza e maior tenacidade do que as demais ferramentas T15.

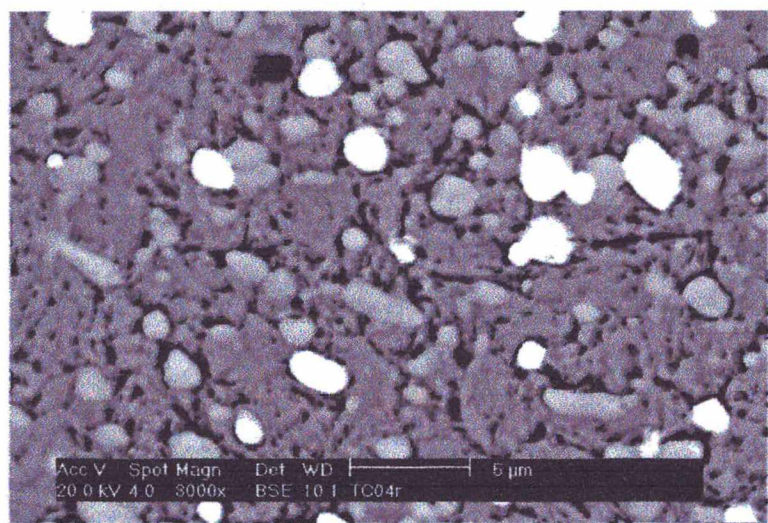


Figura 6.50 - Microestrutura próxima ao gume da ferramenta TC04 (reativo: Nital 2%)

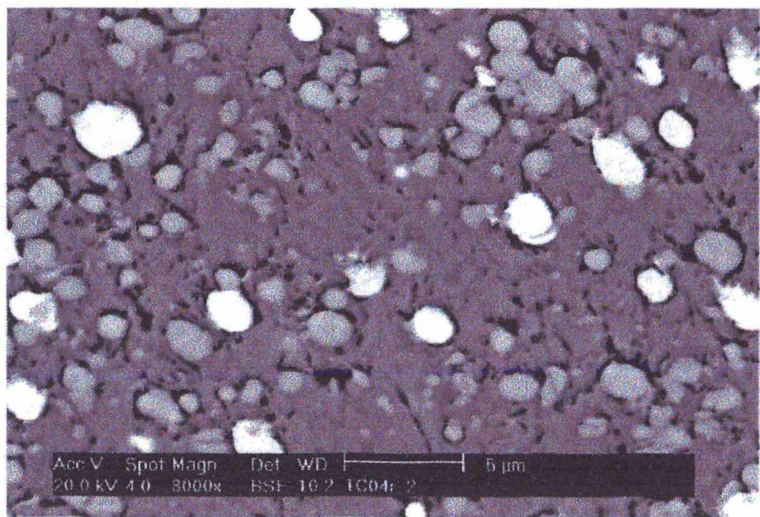


Figura 6.51 - Microestrutura próxima ao centro da ferramenta TC04 (reativo: Nital 2%)

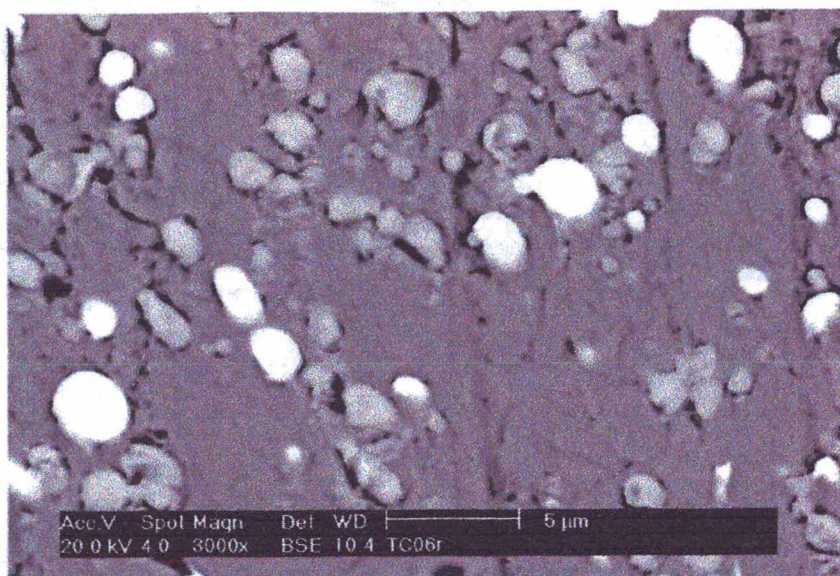


Figura 6.52 - Microestrutura próxima ao gume da ferramenta TC06 (reativo: Nital 2%)

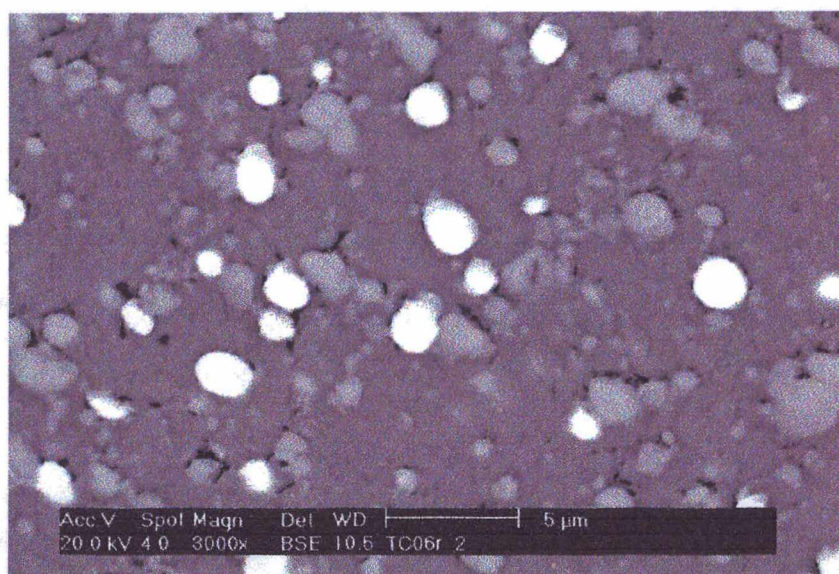


Figura 6.53 - Microestrutura próxima ao centro da ferramenta TC06 (reativo: Nital 2%)

A ferramenta TC01, temperada a 1160 °C e revenida a 540 °C, apresentou um aspecto intermediário às ferramentas TC06 e TC04, figuras 6.54 e 6.55. Provavelmente, porque durante a têmpera ocorreu menor dissolução das diversas fases na matriz e, após, a dureza secundária oriunda do revenimento foi menor. É importante ressaltar que nas maiores velocidades de corte,

33 e 35 m/min, as ferramentas que receberam este tratamento térmico apresentaram um comportamento ao desgaste pior do que as ferramentas temperadas a 1210 °C e revenidas a 560 °C, conforme ilustrado nas figuras 6.12, 6.17 e 6.19. Outro acontecimento importante, inerente aos processos de usinagem com alguns materiais de ferramentas e sob certas condições específicas de corte, foi a adesão de material oriundo da peça usinada sobre o gume da ferramenta, conforme ilustra a figura 6.56.

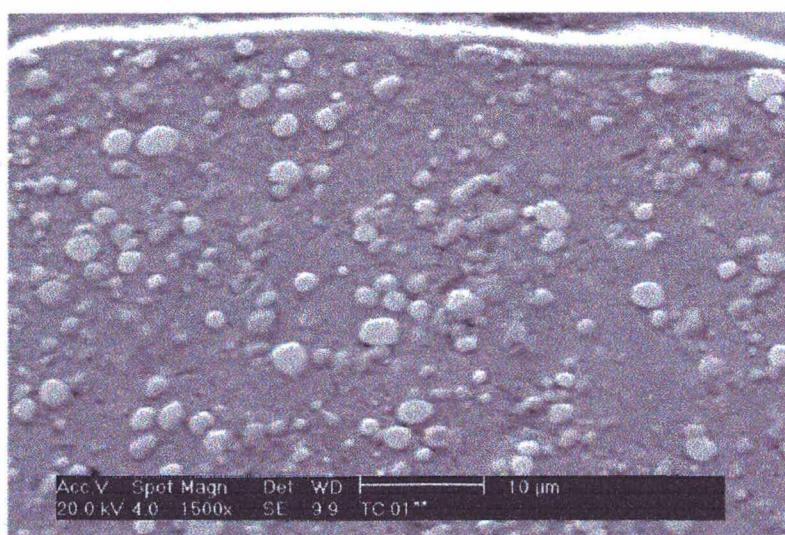


Figura 6.54 – Microestrutura próximo ao gume da ferramenta TC01 (reativo: Nital 2%)

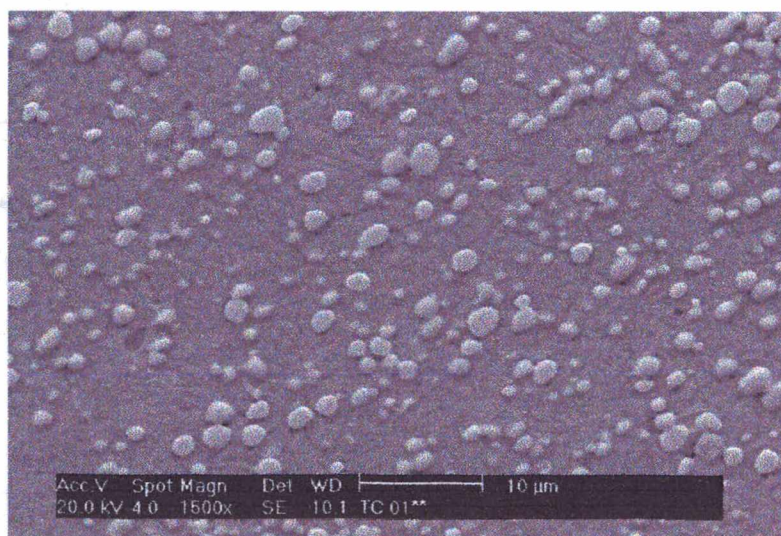


Figura 6.55 – Microestrutura próximo ao centro da ferramenta TC01 (reativo: Nital 2%)

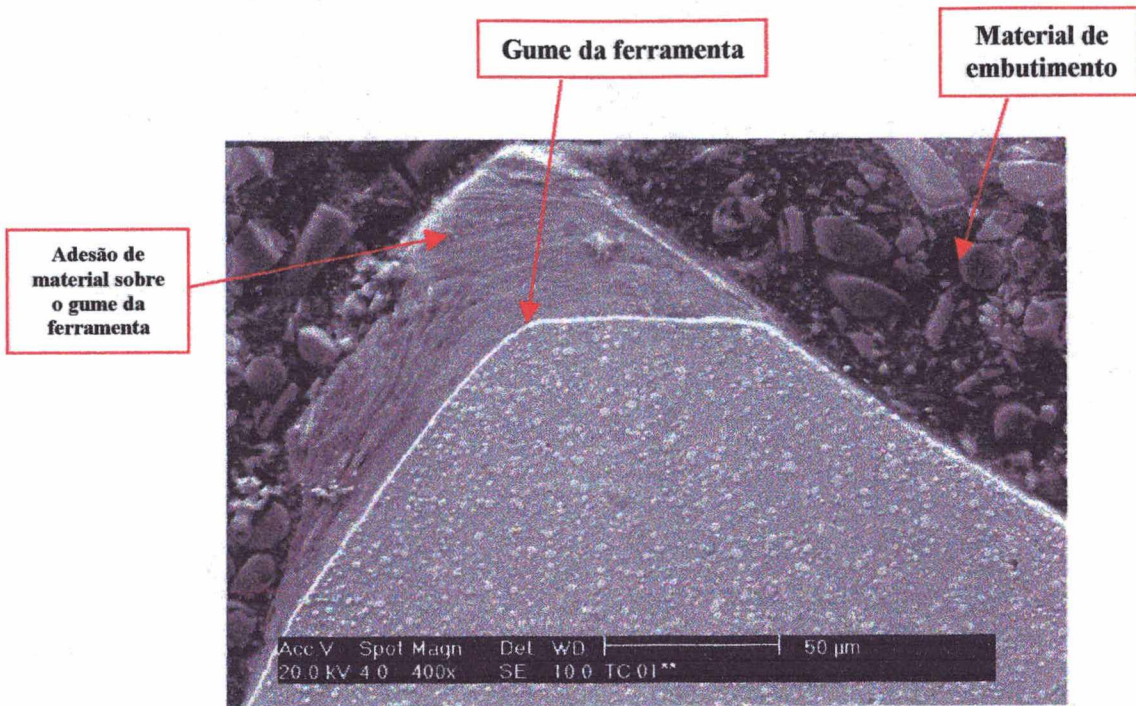


Figura 6.56 – Microestrutura que caracteriza adesão de material da peça usinada sobre o gume da ferramenta TC01, $v_c = 30$ m/min, (reativo: Nital 2%)

A figura 6.57 refere-se à microestrutura próximo ao gume da ferramenta MC19 e a figura 6.58 refere-se a microestrutura próximo ao centro da seção transversal dessa ferramenta. Da mesma forma, as figuras 6.59 e 6.60 referem-se à ferramenta MC20. Observou-se que aparentemente não ocorreu maior diferença entre o aspecto da microestrutura próximo ao gume e ao centro da seção transversal dessas duas ferramentas. A ferramenta MC19, temperada a 1210 °C e revenida a 560 °C, apresentou uma matriz com o aspecto característico de martensita revenida, com carbonetos aparentemente maiores e mais próximos uns dos outros e até mesmo coalescidos, figuras 6.57 e 6.58. Para a ferramenta MC20, temperada a 1210 °C e revenida a 540 °C, os contornos de grãos da martensita ficaram bem mais evidentes e os carbonetos apresentaram-se mais definidos, figuras 6.59 e 6.60.

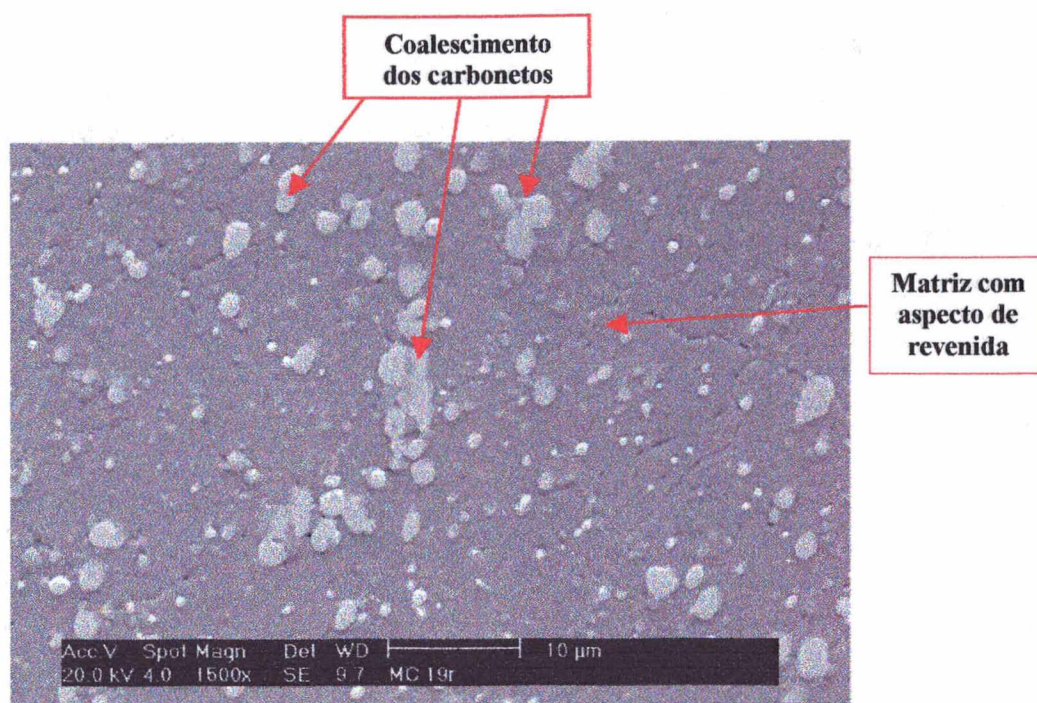


Figura6.57 – Microestrutura próxima ao gume da ferramenta MC19 (reativo: Nital 2%)

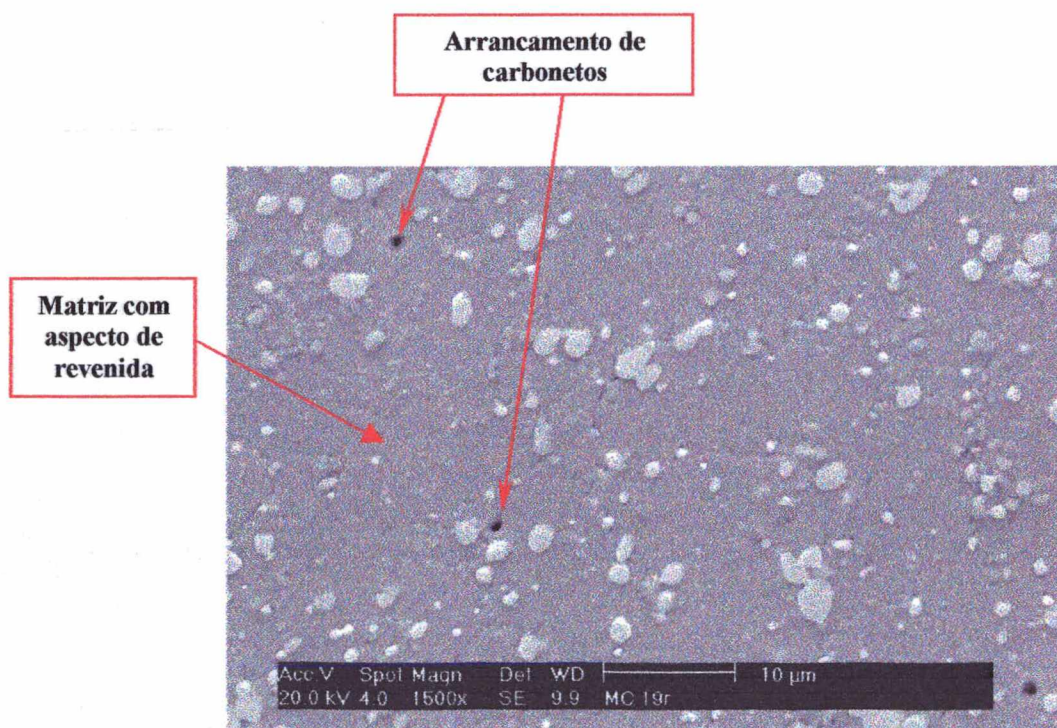


Figura 6.58 - Microestrutura próxima ao centro da ferramenta MC19 (reativo: Nital 2%)

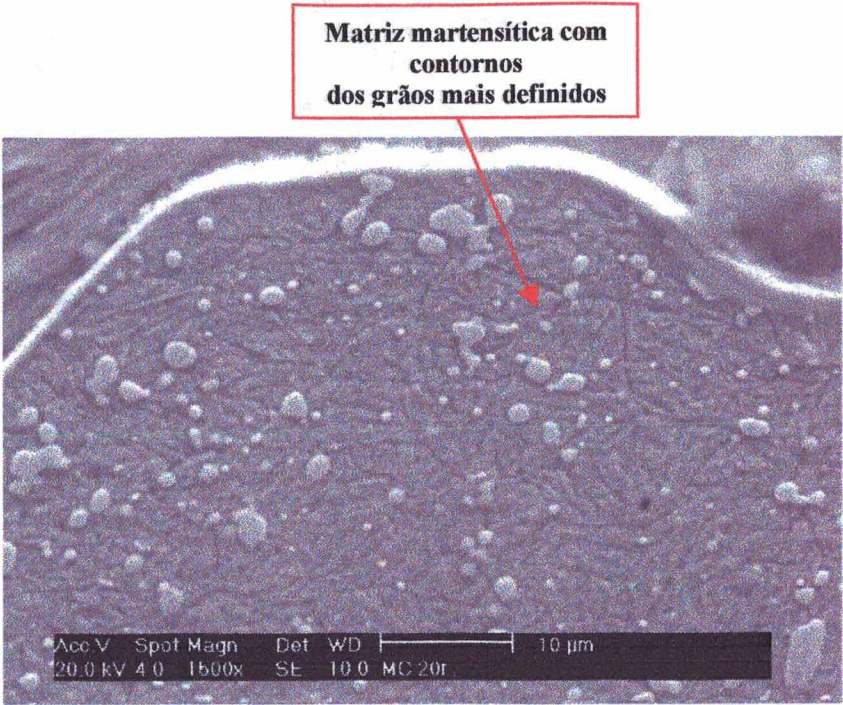


Figura 6.59 – Microestrutura próxima ao gume da ferramenta MC20 (reativo: Nital 2%)

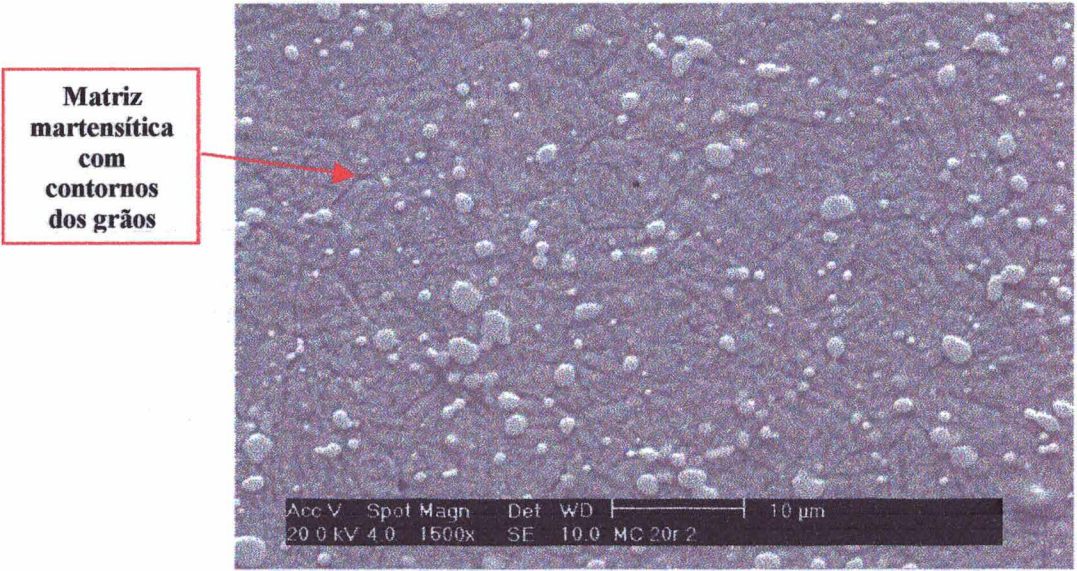


Figura 6.60 - Microestrutura próxima ao centro da ferramenta MC20 (reativo: Nital 2%)

Com intuito de verificar a composição química aproximada das fases presentes (matriz, fase escura-carboneto do tipo MC e fase clara-carboneto do tipo M_6C) em uma amostra preparada a partir da seção transversal da ferramenta MC21, temperada a 1210 °C e revenida a 540 °C, realizou-se análise química através de uma microsonda acoplada ao microscópio

eletrônico de varredura (MEV), figuras 6.61, 6.62 e 6.63. A tabela 6.5 apresenta a composição química verificada em cada fase dessa ferramenta.

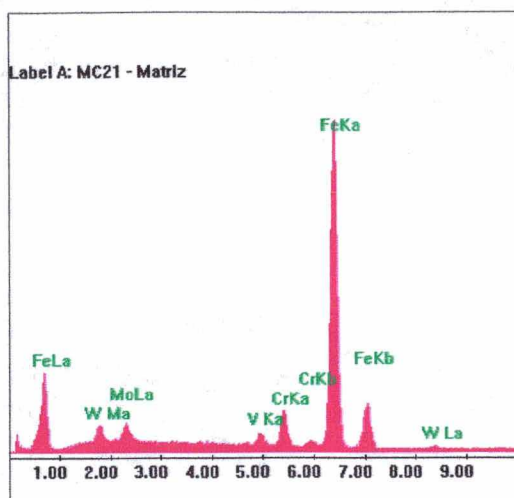


Figura 6.61 – Análise por EDS na matriz da ferramenta MC21

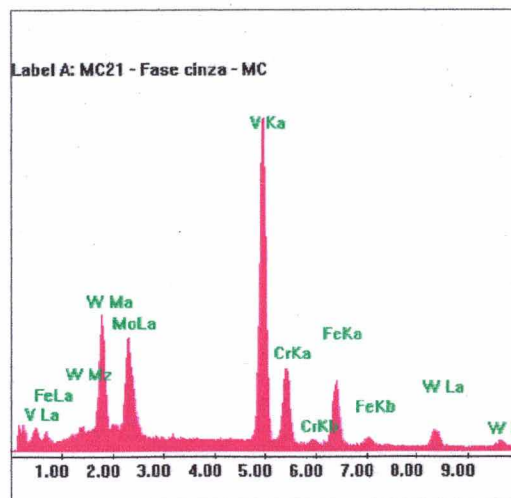


Figura 6.62 – Análise por EDS na fase cinza da ferramenta MC21

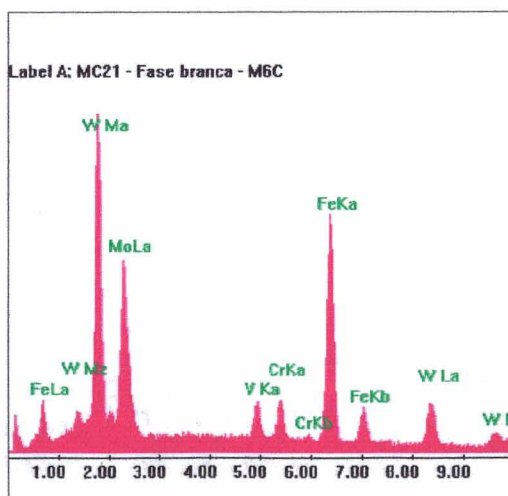


Figura 6.63 – Análise por EDS na fase branca da ferramenta MC21

O mesmo foi realizado com a ferramenta MC19, temperada a 1210 °C e revenida a 560 °C. As figuras 6.64, 6.65, e 6.66 referem-se, respectivamente, à análise química na matriz,

na fase escura e na fase clara dessa ferramenta. A composição química verificada em cada uma dessas fases apresenta-se na tabela 6.5.

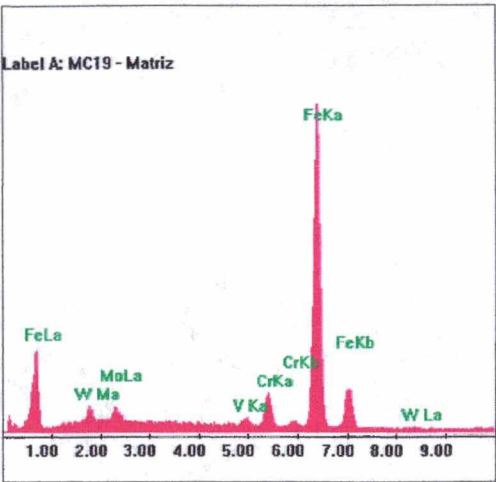


Figura 6.64 – Análise por EDS na matriz da ferramenta MC19

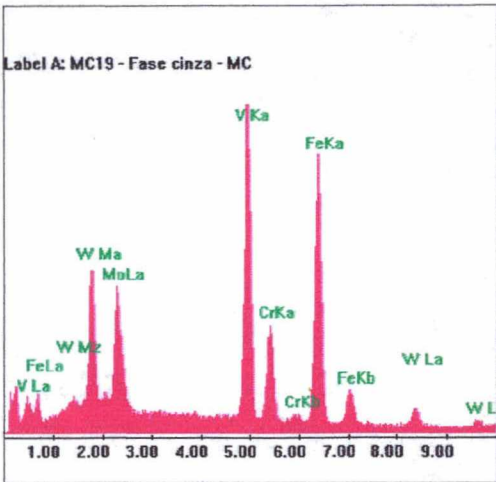


Figura 6.65 – Análise por EDS na fase cinza da ferramenta MC19

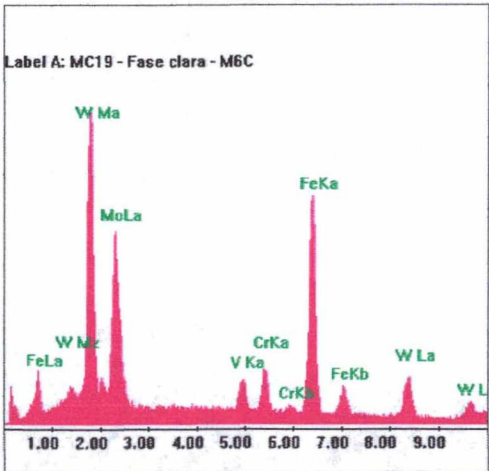


Figura 6.66 – Análise por EDS na Fase branca da ferramenta MC19

Tabela 6.7 – Análise das fases presentes nas ferramentas MC19 e MC20

Ferramenta	Wt (%)					
	Descrição da fase	Fe	Cr	Mo	V	W
MC19	Matriz	84,76	5,26	4,3	1,35	4,33
	Fase escura-carboneto do tipo MC	35,49	5,40	16,86	27,71	14,53
	Fase clara-carboneto do tipo M_6C	30,53	4,12	28,34	3,37	33,64
MC21	Matriz	82,82	5,45	5,11	2,02	4,61
	Fase escura-carboneto do tipo MC	12,37	4,99	19,82	42,84	19,98
	Fase clara-carboneto do tipo M_6C	30,18	3,72	27,85	3,56	34,68

Observou-se que a fase cinza, carboneto do tipo MC, da ferramenta MC19 apresentou bem mais Fe, W, Mo e bem menos V do que o verificado na ferramenta MC21, tabela 6.7. Os percentuais de Cr foram praticamente os mesmos para as duas ferramentas. Essa análise das fases presentes nas ferramentas MC19 e MC20 foi fundamentada no trabalho realizado por Kar, Saha e Upadhyaya *et al.* [1993], o qual foi explorado no item 3.3 do capítulo. Uma observação a fazer diz respeito aos percentuais dos elementos químicos presentes nas fases das ferramentas de aços rápidos sinterizados T15 e T42, utilizados pelos referidos autores, que foram condizentes com os percentuais obtidos nesse levantamento, sendo que a maior diferença seria a presença do cobalto nas ferramentas T15 e T42.

Este tipo de análise só foi realizada em duas ferramentas, MC19 e MC21, para se ter uma idéia da influência do tratamento térmico na composição química das fases presentes em um material. Para posteriores trabalhos, aconselha-se que seja feita uma investigação bem mais minuciosa sobre esse efeito.

CAPÍTULO 7

CONCLUSÕES

E TÓPICOS A SEREM ABORDADOS EM TRABALHOS FUTUROS

7.1 - Conclusões

As ferramentas de aço rápido sinterizado e aço rápido convencional foram utilizadas nas velocidades de corte de 30, 33, 35 e 40 m/min. O avanço e a profundidade de corte não foram alterados, utilizando-se, respectivamente, 0,20 mm e 2,0 mm. Tendo em vista que e estas ferramentas usinaram o aço ABNT 1045, sem fluido de corte, constatou-se que a velocidade de 33 m/min foi a que melhor se adequou a estas ferramentas, visto que todas as ferramentas trabalharam sem entrar em colapso no início da usinagem, oferecendo melhores condições para se comparar o desempenho das mesmas.

Nas condições de cortes utilizadas verificou-se que o desgaste VB_N no flanco das ferramentas, localizado na região em que estas deixam a superfície externa da peça (superfície a usinar), ocorreu com maior frequência e intensidade, mostrando-se este mais apropriado como critério de fim de vida. Entretanto, também foram constatados: Colapsos das ferramentas devido a destruição da quina; desgaste no flanco secundário (VB_L) e desgaste na face das ferramentas, este último e menos intenso não decisivo para a vida das ferramentas. Baseado nos resultados obtidos, estima-se que para efeito de determinação da vida das ferramentas o VB_N encontra-se na faixa de 0,6 na 0,8 mm, pois as ferramentas utilizadas tanto sinterizadas quanto as convencionais ao chegarem a estes valores entravam em colapso.

As ferramentas foram analisadas em três etapas distintas, sendo que em cada uma delas procurou-se investigar a influência do tratamento térmico (têmpera e revenimento) e a afiação/reafigação destas ferramentas sobre o seu comportamento ao desgaste. Constatou-se que,

para as ferramentas T15, ocorreu uma certa repetibilidade em termos comparativos dos resultados de desgaste de flanco VB_N e vida, embora tenha-se constatado uma variação na dureza dessas ferramentas entre as três etapas de análise.

No que diz respeito ao desgaste de flanco VB_N , as ferramentas que apresentaram melhor desempenho ao longo dos ensaios foram as tratadas na temperatura de têmpera de 1210 °C e de revenimento de 560 °C, isto em relação às ferramentas temperadas a 1160 °C e 1210 °C e revenidas a 540 °C. Portanto, ficou evidenciado que maior dureza não significa, necessariamente, maior resistência ao desgaste, ou seja, existe uma relação entre temperatura de têmpera e de revenimento que proporciona maior vida para a ferramenta de aço rápido, seja ele sinterizado ou convencional. Este resultado foi coerente com o verificado através da revisão bibliográfica, quando se constatou que a temperatura de revenimento geralmente utilizada para os aços rápidos é de 560 °C, isto para a temperatura de têmpera variando de 1170 °C a 1210 °C.

As ferramentas T15 temperadas a 1210 °C e revenidas a 540 °C, apesar de apresentarem maior dureza nas diversas etapas dos ensaios, apresentaram maior desgaste, evidenciado novamente o acima descrito. Este fato se deve, provavelmente, às transformações microestruturais inadequadas decorrentes da temperatura de revenimento de 540 °C, conforme visto nos resultados apresentados.

O comportamento ao desgaste das ferramentas M2 convencionais não foi tão consistente quanto o ocorrido com as ferramentas sinterizadas T15. A explicação para isso é que as ferramentas convencionais não têm a mesma homogeneidade microestrutural e, conseqüentemente, as mesmas propriedades mecânicas ao longo de toda a ferramenta. Assim, a afiação e a reafiação podem ter exercido uma certa influência nos resultados. Apesar desta heterogeneidade microestrutural, as ferramentas M2 convencionais temperadas a 1210 °C e revenidas a 540 °C, com maior dureza, assim como o ocorrido com as T15, também apresentaram, no geral, pior desempenho em relação as demais. As ferramentas M2 temperadas a 1210 °C e revenidas a 560 °C apresentaram, na maioria dos resultados, um desempenho ao desgaste semelhante as temperadas a 1160 °C e 540 °C, porém, as primeiras com tempos de usinagem relativamente superiores. Com relação às ferramentas M2 adquiridas na ICO

comercial, temperadas a 1170 °C e revenidas a 560 °C, utilizadas adicionalmente na terceira etapa dos ensaios, também apresentaram um comportamento semelhante às M2 preparadas pela equipe envolvida neste projeto. Este fato mostrou que para composições químicas aproximadamente iguais e tratamentos térmicos semelhantes obtiveram-se ferramentas com propriedades mecânicas equivalentes, independentemente de quem realizou o tratamento térmico e a afiação. Este trabalho porém não teve a pretensão de analisar qual a magnitude da dispersão dessas propriedades.

Comparando-se as ferramentas T15 sinterizadas com as ferramentas M2 convencionais, por etapas e de acordo com o tratamento térmico, sob as mesmas condições de corte, com relação ao desgaste de flanco VB_N , verificou-se que as ferramentas T15 sinterizadas proporcionaram os melhores desempenhos ao desgaste, confirmando assim a sua superioridade sobre as ferramentas de aço rápido convencional. Esse resultado foi condizente com o esperado a partir da revisão bibliográfica abordada. Deve-se ressaltar que as composições químicas dessas ferramentas são diferentes, especialmente no que se refere à presença do cobalto.

Comparando-se as ferramentas T15 sinterizadas com as ferramentas VK-10E convencionais, respectivamente, com 5% e 10% de cobalto, verificou-se que as T15 também apresentaram um menor desgaste de flanco VB_N . Portanto, o efeito do cobalto foi, aparentemente, menor da forma de processamento do material. Isto é um fator muito importante, pois esse elemento de liga aumenta consideravelmente o custo do material da ferramenta.

O custo da matéria-prima do aço rápido sinterizado é superior ao do aço rápido convencional. A título de exemplo podemos apresentar US\$ 56,00/kg para o T15 e US\$ 21,00/kg para M2, sendo que o primeiro possui 5% de Co. No entanto, a tendência é que esta diferença diminua, pois na medida em que este material torna-se mais conhecido o seu volume de produção aumenta e, com isso, seu custo reduz.

Entretanto, o custo de beneficiamento da matéria-prima, para transformá-la em ferramenta, é o mesmo para ambos os materiais. Aliás, com vantagens tecnológicas para o aço rápido sinterizado, uma vez que este é menos vulnerável aos efeitos de tratamentos térmicos, afiação e reafiação.

Outro fator importante é que as ferramentas na forma de bits proporcionam maior perda de material, isto devido ao aproveitamento parcial da haste através de sucessivas reafiações. Na sequência deste projeto, as ferramentas serão confeccionadas em forma de pastilhas e, com isso, além da maior repetibilidade da qualidade da afiação o desperdício de material será bem menor, reduzindo consideravelmente o custo por ferramenta.

Os benefícios trazidos pelos aços rápidos sinterizados podem reduzir consideravelmente o custo de usinagem de um produto. Como benefícios surgem: maiores vidas de ferramentas e menor frequência de troca destas; o emprego de parâmetros de usinagem mais severos aumentando o volume de material removido por unidade de tempo; melhor acabamento superficial da peça usinada pelo aumento da velocidade de corte.

Com o aprimoramento das técnicas de sinterização e tratamento térmico aplicadas a estas ferramentas, as quais estão sendo investigadas pelo grupo de pesquisadores envolvidos nesta linha de pesquisa, certamente ocorrerá uma redução ainda maior no custo final destas ferramentas sinterizadas. Portanto, no que diz respeito ao aço rápido sinterizado como ferramenta de usinagem, este trabalho mostrou que esse é superior ao aço rápido convencional, pois proporciona importantes vantagens de natureza técnica e econômica à usinagem, desde que corretamente fabricada e utilizada.

7.2 – Tópicos a Serem Abordados em Trabalhos Futuros

- ◆ Medir as forças de corte, durante a usinagem, das ferramentas de aço rápido sinterizado e convencional, isto para verificar qual a relação destas com a evolução do desgaste de flanco;
- ◆ Investigar a influência dos microconstituintes na resistência ao desgaste das ferramentas;
- ◆ Testar novas combinações de tratamento térmico para esses aços rápidos, mantendo a temperatura de revenimento em 560 °C e variando a temperatura de têmpera entre 1160 °C e 1210 °C;

♦ Verificar a repetibilidade dos resultados obtidos nesse trabalho com os resultados obtidos no estudo das mesmas ligas T15 e M2 obtidas por outros processos de metalurgia do pó, como por exemplo, sinterização a vácuo;

♦ Estudar e acompanhar as alterações que ocorrem na microestrutura desses aços desde o processo de sinterização até o revenimento, caracterizando, inclusive, as mudanças de fase que ocorrem nos processos de tratamento térmico que antecedem o revenimento;

♦ Estudar a influência do cobalto na resistência ao desgaste das ferramentas de aços rápidos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMBROZIO, F.; OLIVEIRA, M. M.; RIBEIRO, O. C. S. – **Microestrutura e Propriedades de um Aço Rápido Sinterizado**. ABM – Associação Brasileira Metalurgia e Material, I semana de conformação, p.753 – 771, 1993.
- AMBROZIO, F.; LIMA, L. F. C. P.; NEVES, M. D .M; NOGEIRA, R. A.; RIBEIRO, O. C. S. – **Influência dos Tratamentos Térmicos nas Propriedades de Aços Rápidos Sinterizados AISI T15**. CONAMET IX - IV IBEROMET, p.379-390, 1996.
- AMBROZIO, F.; BOEHS, L.; FUNARO, R.; LIMA, L. F. C. P.; NEVES, M. D .M; NOGEIRA, R. A.; RIBEIRO, O. C. S. – **Avaliação da Resistência ao Desgaste dos Aços Rápidos AISI M2 e T15**. 13º CBECIMAT, 1998.
- ARROYO, I.K.; KLEIN A.N.; PALMA, E.S.- **Recentes avanços na Técnica de Liga na Metalurgia do Pó Ferrosa**. Anais do 7º Congresso Brasileiro de Eng. e Ciências dos Materiais (CBECIMAT), Florianópolis, S.C., p.357-361, Dez.1986.
- ARROYO, I.K.; KLEIN A.N. - **Aços Sinterizados: Correlação entre as Propriedades Mecânicas**. Anais do 8º CBECIMAT, UNICAMP, Campinas , p. 22a 224, Dez.1988.
- ARROYO, I.K.; KLEIN A.N.; BLASS, A.- **Homogeneização de Aços Sinterizados parte I - Homogeneização e Microestrutura**. IX Congresso de Engenharia Mecânica, Florianópolis, S.C., p. 1113-1115, Dez. 1987.
- ASM INTERNATIONAL – **Machinlng of Tool Steels**. ASM Specialty Handbook, p. 352-376, 1995.
- AVNER, S.H. – **Introducción a la Metalurgia Física**. 2ª edition, respecto a la segunda edicion en español por LIBROS MCGRAW-HILL de México, 1979, 695p.
- BAYER, A. M; BECHERER, B. A. – **High-Speed Tool Steels**. Metals Handbook ninth edition volume16, p. 784-793, 1989.
- BOEHS, L. – **Influência do Sulfeto de Manganês na Usinabilidade do ferro Fundido Maleável Preto Ferrítico**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) UFSC, 105p., 1979.

- BOEHS, L.; BORGES, R. - **Metodologia do Ensaio de Usinagem para Torneamento**. Florianópolis: Publicação interna GRUCON, 25p, 1980.
- BOEHS, L.; CONSALTER, L.A.; FERREIRA, J.C. - **Programa para Curso Básico de Usinagem com Ferramentas de Geometria Defenida, Banco de dados de Usinagem e Organização de Ferramentas**. Florianópolis publicação interna, 240p, 1997.
- BOLTON, J. - **Modern Developments in Sintered High Speed Steels**. Journal Metal Powder Report, vol. 51, p. 33-36, 1996.
- CARVILHOS, H.; MARTINS, I. M.; OLIVEIRA M. M.; SANTOS M. - **Combined effects of sintering, hiping and heat treating parameterson the cutting properties of T15 HSS**. Modern Development in Powder Metall., V.19, In. Powder. Conference, Orlando-Florida, MPIF-APMF, 1988.
- CHIAVERINI, V. - **Aços e Ferros Fundidos** - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 6ª Edição, São Paulo, 1977.
- CRUCIBLE - **Data Sheet** - Catalogue of the Crucible Service Centers, Division of Crucible Materials Coporation, 1993.
- COLPAERT, H. - **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 3 ed. São Paulo, Edgard Blücher, 412 p, 1974.
- CONSALTER, L. A. - **Arquivos de Dados Tecnológicos de Usinagem para a Determinação Automática de Condições de corte em Tornos com Comando Numérico**, Dissertação de Mestrado, UFSC, 131p, 1985.
- DAX, F.R.; HASWELL, W.T.; STASKO, W. - **Cobalt-Free CPM High Speed Steel, Processing and Properties of High Speed Tool Steels**. The Metallurgical Society of AIME, p. 148-158, 1980.
- FERRARESI, D. - **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. São Paulo: Blucher, 1977.
- GOMES, J. D. - **Características da Usinabilidade de Aços Inoxidáveis Austeníticos SAE 304 e SAE 316 com a Variação dos Parâmetros Metalúrgicos** - Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) UFSC, 105p., 1996.

- HITACHI, O.; MATSUDA, K.; SHIBATA, N. – **Powdered High Speed Tool Steel**. European Patent Application, journal Auszuge Aus Den Europaischen Patentanmeldungen, volume nº 6, 1990.
- ISO 3685 - INTERNACIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION – **Tool-Life Testing with Single Point Turning Tools**. Switzerland, 1977.
- KAR, P.K.; SAHA, B.P.; UPADHYAYA, G. S. – **Properties of Sintered T15 and T42 High Speed Steels**. The International Journal of Powder Metallurgy, volume 29, nº 2, 1993.
- KARAGOZ, S.; ANDRÉN, H.O. – **Secondary Hardening in HSS**. Z. Metallkd. 83, p. 386-394, 1992.
- KÖNIG, W. - **Tecnologia da Fabricação**. AACHEN, 1981. Tradução realizada pelo Prof. Dr. Walter I. Weingaertner.
- KLEIN, A.N.; OBERACKER R.; THUMMLER F. - **High Strength Sin-Mn - Alloyed Sintered steels - microstructure and mechanical properties**, Powder Metallurgy Internacional, vol.17 p. 13 - 16, 1987.
- LENEL, V. FRITZ. - **METALLURGY PRINCIPLES AND APLICATIONS**. Metal powder industries Federation, Princeton, New Jersey, Copyright, 1980.
- LIM, S. C.; LEE, S. H.; LIU, Y. B.; SEAH, K. H. W. – **Wear Maps for Uncoated High-Speed Steel Cutting Tools**. Elsevier Sequioa, Wear, p. 137-144, 1993.
- MALISKA, A.M.- **Influência de elementos de liga e do oxigênio no processo nitretação por plasma em aços sinterizados**. Tese de Doutorado do Depto. de Engenharia Mecânica, Florianópolis, UFSC - Brasil. 1995.
- MARCONDES, C. F. - **A História do Metal Duro**. SANDVICK do Brasil, 1ª edição, Unida Artes Gráficas e Editora Ltda. 234p., 1990.
- MESQUITA, R.M.D; MARQUES, J.M.D. – **Wear behaviour of Sintered T15 High-Speed-Steel Inserts**. Mod. Develop. Powder Metal., vol. 19, 1988, MPIF, Princeton, p. 319-328.
- MOORE, F. G. - **Manufacturing Management**. USA, Richard D. Irwin, pág. 13–15, 1954.
- MONTGOMERY, D. C. – **Design and Analysis of Experiments**. 4th edition ISBN 0-471-15746-5, QA279.M66, p. 703, 1996.

OLIVEIRA, M. M; RIBEIRO, O. C. S; WRONSKI, A. S.- **Processing of a high-Alloy High-Speed Steel Via Water Atomisation and Direct Sintering.** Journal Powder Metallurgy, vol. 25, nº 5, p. 215-218, 1993.

OPTIZ, H.; KÖNIG, W. – **On the Wear of Cutting Tools.** 7º L.M.T.D.R., 1996.

PINNOW, K.E.; STASKO, W. - **P/M Tool Steels** - Crucible Materials Corporation. The Metallurgical Society of AIME, 1990.

PERTHOMETER S8P – **Manual de Operação.** Aparelho de medição de superfície para o registro de representação gráfica, avaliação e protocolo de perfis de superfícies, traduzido por Luciano Bet, 1997.

RIGNEY, D.A. – **Wear Resistance.** Metals Handbook ninth edition volume nº1, Properties and Selection: Iron and Steels, p. 597-638, 1978.

SANIN, A. F.; DOMORATSKY, V. A.; PEDAN, V. P.; SCHEGLOVA, L. L.; DUNKLEY, J. J. – **New Composite Tool Materials Based on PM High Speed Steels.** International Conference on New Materials and their Applications, Univ. of Warwick, p. 485-487, 1990.

SCHWARZENBECH, W. K. – **Production Reliability by Powdermetallurgical HSS – Milling Tools,** Milling Technique nº 5, p. 26-28, 1995.

SIEGWARTH, O. - **Higher Productivity with ASP Tooling Material** - Society of Manufacturing Engineers Technical Paper MF 81-137, p 1-22, 1981.

SOBRAL, A v. C. - **Caracterização Eletroquímica e Metalográfica de Aços Sinterizados e Nitretados.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) UFSC, 105p., 1996.

STEVENSON, R. W. - **P/M Tool Steels** - Project Manager/Materials Group Energy Technology Division Midland - Ross Corp, Metals Handbook ninth edition volume7, p. 784 e 793, 1984.

STEMMER, C. E. – **Ferramentas de Corte I.** 4ª edição – Florianópolis: Edição da UFSC, 249p., 1995.

TARNEY, E. – **Heat Treatment of tool steels** – Crucible Materials corportaration, www.crucibleservice.com/cruheat.htm, 1996.

TAKIGAWA, H.; KAWAI, N. – **Properties of High-Speed Steels Produced by Powder Metallurgy.** Powder Metallurgy fourth edition, volume 4, pgs 196-201, 1981.

VARDAVOULIAS, M. – **Wear.** n° 173, 105p, 1994.

VILLARES. **Aços para Ferramentas.** Aços Villares S.A., 25p, 1986.

VOOT, G.F.V. – **Tool Steels.** Metals Handbook ninth edition volume n°9 Metallograffy an Microstructures, p. 256-272, 1984.

WESTIN, L.; WISSEL, H. S- **Power Metallurgical High-Speed Steels** - Scandinavian Journal Metallurgy, p. 41- 46, 1996.

ZAPATA, W.C. **Estado Atual da Metalurgia** - ABM, 43(361):, p.880-890, 1987.

ZHOU, G. L.; WOOD, J.V. – **Influence of Alloying Elements on Mechanical Properties of Sinterd High Speed Steel Powders Diluted with Highly Compressilble Powders.** Journal Powder Metallurgy, vol. 38, p. 230-236, 1995.

VARDAVOULIAS, M. – **Wear**. nº 173, 105p, 1994.

VILLARES. **Aços para Ferramentas**. Aços Villares S.A., 25p, 1986.

VOOT, G.F.V. – **Tool Steels**. Metals Handbook ninth edition volume nº9 Metallography and Microstructures, p. 256-272, 1984.

WESTIN, L.; WISSEL, H. S- **Power Metallurgical High-Speed Steels** - Scandinavian Journal Metallurgy, p. 41- 46, 1996.

ZAPATA, W.C. **Estado Atual da Metalurgia** - ABM, 43(361):, p.880-890, 1987.

ZHOU, G. L.; WOOD, J.V. – **Influence of Alloying Elements on Mechanical Properties of Sintered High Speed Steel Powders Diluted with Highly Compressible Powders**. Journal Powder Metallurgy, vol. 38, p. 230-236, 1995.

ANEXOII**PROGRAMA CNC UTILIZADO NOS ENSAIOS COM AS FERRAMENTAS**

N10	G21 G40 G90 G95
N20	G0 X200 Z265 T00 M5
N30	T0404
N40	G96 S33 M3
N50	G92 S1500
N60	G0 X50 Z265
N70	G71 U2 R2
N80	G71 P90 Q120 U0 W0 F0.2
N90	G0 X26
N100	G1 Z262 F0.2
N110	X26 Z35
N120	X50 Z25
N130	G0 X200 Z265 T00 M5
N140	M30

ANEXO IV

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTES DAS FERRAMENTAS TC02, TC04 e TC05, $v_c = 30 \text{ m/min}$, ENSAIO 1ª ETAPA – FIGURA 6.5

NOTA: Para todas as análises quando $|t| > t_{\text{crítico}}$ as amostras diferem entre si, caso contrário são equivalentes.

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC04xTC05, tempo 62 min	Variável 1	Variável 2	TC02xTC04, tempo 55 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,609729	0,405214	Média	0,410733	0,593554
Variância	0,045286	0,031174	Variância	0,041638	0,045092
Observações	14	14	Observações	13	13
Variância agrupada	0,03823		Variância agrupada	0,043365	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	26		gl	24	
Stat t	2,76739		Stat t	-2,23828	
P(T<=t) uni-caudal	0,005135		P(T<=t) uni-caudal	0,017372	
t crítico uni-caudal	1,705616		t crítico uni-caudal	1,710882	
P(T<=t) bi-caudal	0,010271		P(T<=t) bi-caudal	0,034744	
t crítico bi-caudal	2,055531		t crítico bi-caudal	2,063898	

TC02xTC04, tempo 55 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,410733	0,382538
Variância	0,041638	0,025974
Observações	13	13
Variância agrupada	0,033806	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	24	
Stat t	0,39096	
P(T<=t) uni-caudal	0,349638	
t crítico uni-caudal	1,710882	
P(T<=t) bi-caudal	0,699276	
t crítico bi-caudal	2,063898	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTES DAS FERRAMENTAS TC02, TC04 e TC06, ENSAIO 1ª ETAPA – FIGURA 6.12

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC02xTC06, tempo 62 min	Variável 1	Variável 2	TC04xTC06, tempo 62 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,410733	0,251176	Média	0,618733	0,251176
Variância	0,041638	0,005549	Variância	0,044691	0,005549
Observações	13	13	Observações	15	15
Variância agrupada	0,021015		Variância agrupada	0,023815	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	28		gl	30	
Stat t	2,987331		Stat t	6,723467	
P(T<=t) uni-caudal	0,002898		P(T<=t) uni-caudal	9,41E-08	
t crítico uni-caudal	1,70113		t crítico uni-caudal	1,69726	
P(T<=t) bi-caudal	0,005796		P(T<=t) bi-caudal	1,88E-07	
t crítico bi-caudal	2,048409		t crítico bi-caudal	2,04227	

ANEXO V

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTES DAS FERRAMENTAS TC03 e TC06,
 $v_c = 35 \text{ m/min}$, ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.17

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC03xTC06, tempo 47 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,5248	0,30344
Variância	0,031968	0,006699
Observações	10	10
Variância agrupada	0,019334	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	3,559803	
P(T<=t) uni-caudal	0,001119	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,002239	
t crítico bi-caudal	2,100924	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DAS DE DUREZAS DAS FERRAMENTAS TC01, TC02 e
TC06, ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.17

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC03xTC06	Variável 1	Variável 2
Média	838,5	797
Variância	248,0556	798
Observações	10	10
Variância agrupada	523,0278	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	4,057614	
P(T<=t) uni-caudal	0,000369	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,000739	
t crítico bi-caudal	2,100924	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTES DAS FERRAMENTAS TC01, TC02 e
TC06, ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.18

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC01xTC02, tempo 25 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,276	0,2446
Variância	0,00613	8,98E-05
Observações	5	5
Variância agrupada	0,00311	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	8	
Stat t	0,89028	
P(T<=t) uni-caudal	0,199648	
t crítico uni-caudal	1,859548	
P(T<=t) bi-caudal	0,399297	
t crítico bi-caudal	2,306006	

TC01xTC06, tempo 46,8 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,371111	0,293538
Variância	0,017861	0,006064
Observações	9	13
Variância agrupada	0,010783	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	20	
Stat t	1,722758	
P(T<=t) uni-caudal	0,05018	
t crítico uni-caudal	1,724718	
P(T<=t) bi-caudal	0,100361	
t crítico bi-caudal	2,085962	

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC02xTC06, tempo 25 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,2446	0,2155
Variância	8,98E-05	0,000109
Observações	5	6
Variância agrupada	0,0001	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	9	
Stat t	4,798514	
P(T<=t) uni-caudal	0,000488	
t crítico uni-caudal	1,833114	
P(T<=t) bi-caudal	0,000976	
t crítico bi-caudal	2,262159	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZA DAS FERRAMENTAS TC01, TC02 e TC06,
ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.18

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC01xTC02	Variável 1	Variável 2	TC01xTC06	Variável 1	Variável 2
Média	834,9	777,2	Média	834,9	797
Variância	1559,211	2444,844	Variância	1559,211	798
Observações	10	10	Observações	10	10
Variância agrupada	2002,028		Variância agrupada	1178,606	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	18		gl	18	
Stat t	2,883539		Stat t	2,468539	
P(T<=t) uni-caudal	0,004945		P(T<=t) uni-caudal	0,011906	
t crítico uni-caudal	1,734063		t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,009891		P(T<=t) bi-caudal	0,023813	
t crítico bi-caudal	2,100924		t crítico bi-caudal	2,100924	

TC02xTC06	Variável 1	Variável 2
Média	777,2	797
Variância	2444,844	798
Observações	10	10
Variância agrupada	1621,422	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	-1,09952	
P(T<=t) uni-caudal	0,143016	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,286031	
t crítico bi-caudal	2,100924	

ANEXO VI

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DO DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS TC02, TC04 e TC06, v_c = 33 m/min ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.19

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC02xTC04, tempo 85 min	Variável 1	Variável 2	TC02xTC06, tempo 85 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,318824	0,464706	Média	0,318824	0,292353
Variância	0,008511	0,034376	Variância	0,008511	0,008507
Observações	17	17	Observações	17	17
Variância agrupada	0,021444		Variância agrupada	0,008509	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	32		gl	32	
Stat t	-2,90444		Stat t	0,836639	
P(T<=t) uni-caudal	0,00331		P(T<=t) uni-caudal	0,2045	
t crítico uni-caudal	1,693888		t crítico uni-caudal	1,693888	
P(T<=t) bi-caudal	0,006619		P(T<=t) bi-caudal	0,409	
t crítico bi-caudal	2,036932		t crítico bi-caudal	2,036932	

TC04xTC06, tempo 125 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,5956	0,3628
Variância	0,061367	0,017988
Observações	25	25
Variância agrupada	0,039678	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	48	
Stat t	4,132053	
P(T<=t) uni-caudal	7,16E-05	
t crítico uni-caudal	1,677224	
P(T<=t) bi-caudal	0,000143	
t crítico bi-caudal	2,010634	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZA DAS FERRAMENTAS TC02, TC04 e TC06, ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.19

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC02xTC04	Variável 1	Variável 2	TC04xTC06	Variável 1	Variável 2
Média	780,1111	830,2222	Média	830,2222	802,4444
Variância	1424,102	746,1778	Variância	746,1778	864,8825
Observações	36	36	Observações	36	36
Variância agrupada	1085,14		Variância agrupada	805,5302	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	70		gl	70	
Stat t	-6,45398		Stat t	4,152339	
P(T<=t) uni-caudal	6,08E-09		P(T<=t) uni-caudal	4,57E-05	
t crítico uni-caudal	1,666915		t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	1,22E-08		P(T<=t) bi-caudal	9,14E-05	
t crítico bi-caudal	1,994435		t crítico bi-caudal	1,994435	

TC02xTC06	Variável 1	Variável 2
Média	780,1111	802,4444
Variância	1424,102	864,8825
Observações	36	36
Variância agrupada	1144,492	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	70	
Stat t	-2,80081	
P(T<=t) uni-caudal	0,003292	
t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	0,006585	
t crítico bi-caudal	1,994435	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DO DESGASTE DE CRATERA KT DAS FERRAMENTAS
TC02 e TC06 – FIGURA 6.20, $v_c = 33$ m/min ENSAIO 3ª ETAPA

TC02xTC06, tempo 85 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,058176	0,057529
Variância	0,000481	0,000336
Observações	17	17
Variância agrupada	0,000408	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	32	
Stat t	0,093371	
P(T<=t) uni-caudal	0,463096	
t crítico uni-caudal	1,693888	
P(T<=t) bi-caudal	0,926191	
t crítico bi-caudal	2,036932	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DO DESGASTE DE CRATERA KT DAS FERRAMENTAS
TC04 e TC06 – FIGURA 6.21, $v_c = 33$ m/min ENSAIO 3ª ETAPA

TC06 x TC04 tempo 125 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,0742	0,06476
Variância	0,000567	0,000311
Observações	25	25
Variância agrupada	0,000439	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	48	
Stat t	1,592977	
P(T<=t) uni-caudal	0,058865	
t crítico uni-caudal	1,677224	
P(T<=t) bi-caudal	0,11773	
t crítico bi-caudal	2,010634	

ANEXO VII

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS
MC16, MC17 e MC21, $v_c = 30$ m/min ENSAIO 1ª ETAPA – FIGURA 6.22

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC16xMC17, tempo 38 min.	Variável 1	Variável 2
Média	0,298242	0,496844
Variância	0,002528	0,012301
Observações	8	8
Variância agrupada	0,007414	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	14	
Stat t	-4,61293	
P(T<=t) uni-caudal	0,000201	
t crítico uni-caudal	1,761309	
P(T<=t) bi-caudal	0,000402	
t crítico bi-caudal	2,144789	

MC17xMC21, tempo 56 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,614344	0,672483
Variância	0,034774	0,014098
Observações	13	13
Variância agrupada	0,024436	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	24	
Stat t	-0,94822	
P(T<=t) uni-caudal	0,176235	
t crítico uni-caudal	1,710882	
P(T<=t) bi-caudal	0,352471	
t crítico bi-caudal	2,063898	

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC16xMC21, tempo 38 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,298242	0,624435
Variância	0,002528	0,017136
Observações	8	8
Variância agrupada	0,009832	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	14	
Stat t	-6,57944	
P(T<=t) uni-caudal	6,15E-06	
t crítico uni-caudal	1,761309	
P(T<=t) bi-caudal	1,23E-05	
t crítico bi-caudal	2,144789	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS
MC18, MC19 e MC20, $v_c = 33$ m/min ENSAIO 1ª ETAPA – FIGURA 6.28

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC18xMC19, tempo 28,5 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,32125	0,33625
Variância	0,00827	0,001112
Observações	8	8
Variância agrupada	0,004691	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	14	
Stat t	-0,43801	
P(T<=t) uni-caudal	0,33403	
t crítico uni-caudal	1,761309	
P(T<=t) bi-caudal	0,668061	
t crítico bi-caudal	2,144789	

MC19xMC20, tempo 28,5 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,33625	0,44
Variância	0,001112	0,031567
Observações	8	7
Variância agrupada	0,015168	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	13	
Stat t	-1,62768	
P(T<=t) uni-caudal	0,063788	
t crítico uni-caudal	1,770932	
P(T<=t) bi-caudal	0,127575	
t crítico bi-caudal	2,160368	

MC18xMC20, tempo 29 min	<i>Variável 1</i>	<i>Variável 2</i>
Média	0,32125	0,44
Variância	0,00827	0,031567
Observações	8	7
Variância agrupada	0,019022	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	13	
Stat t	-1,66361	
P(T<=t) uni-caudal	0,060048	
t crítico uni-caudal	1,770932	
P(T<=t) bi-caudal	0,120095	
t crítico bi-caudal	2,160368	

ANEXO VIII

**ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS
MC16, MC17 e MC20, $v_c = 33$ m/min ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.33**

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC16xMC17, tempo 55 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,454545	0,477273
Variância	0,046107	0,019522
Observações	11	11
Variância agrupada	0,032815	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	20	
Stat t	-0,29424	
P(T<=t) uni-caudal	0,385805	
t crítico uni-caudal	1,724718	
P(T<=t) bi-caudal	0,77161	
t crítico bi-caudal	2,085962	

MC17xMC20, tempo 38,8 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,395714	0,57
Variância	0,010962	0,0165
Observações	7	9
Variância agrupada	0,014127	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	14	
Stat t	-2,90974	
P(T<=t) uni-caudal	0,00571	
t crítico uni-caudal	1,761309	
P(T<=t) bi-caudal	0,01142	
t crítico bi-caudal	2,144789	

MC16xMC20, tempo de 38,8 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,318571	0,57
Variância	0,009814	0,0165
Observações	7	9
Variância agrupada	0,013635	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	14	
Stat t	-4,2727	
P(T<=t) uni-caudal	0,000387	
t crítico uni-caudal	1,761309	
P(T<=t) bi-caudal	0,000773	
t crítico bi-caudal	2,144789	

**ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZA DAS FERRAMENTAS MC16, MC17 e MC20,
 $v_c = 33$ m/min ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.33**

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC16xMC17	Variável 1	Variável 2
Média	770,7	773,8
Variância	866,0111	652,6222
Observações	10	10
Variância agrupada	759,3167	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	-0,25156	
P(T<=t) uni-caudal	0,402117	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,804234	
t crítico bi-caudal	2,100924	

MC16xMC20	Variável 1	Variável 2
Média	770,7	816,2
Variância	866,0111	1914,4
Observações	10	10
Variância agrupada	1390,206	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	-2,72871	
P(T<=t) uni-caudal	0,006892	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,013784	
t crítico bi-caudal	2,100924	

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC17xMC20	Variável 1	Variável 2
Média	773,8	816,2
Variância	652,6222	1914,4
Observações	10	10
Variância agrupada	1283,511	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	-2,64637	
P(T<=t) uni-caudal	0,008207	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,016414	
t crítico bi-caudal	2,100924	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS MC16 e MC19, v_c = 35 m/min ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.34

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC16xMC19, tempo 50 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,372	0,422
Variância	0,030729	0,038284
Observações	10	10
Variância agrupada	0,034507	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	-0,60187	
P(T<=t) uni-caudal	0,277383	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,554766	
t crítico bi-caudal	2,100924	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZAS DAS FERRAMENTAS MC16 e MC19, v_c = 35 m/min ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.34

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC16xMC19, tempo 50 min	Variável 1	Variável 2
Média	770,7	764,1
Variância	866,0111	997,4333
Observações	10	10
Variância agrupada	931,7222	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	0,483488	
P(T<=t) uni-caudal	0,317289	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,634578	
t crítico bi-caudal	2,100924	

ANEXO IX

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS MC18, MC19 e MC20, $v_c = 33$ m/min, ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.35

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC18xMC20, tempo 65 min	Variável 1	Variável 2	MC19xMC20, tempo 65 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,230769	0,439231	Média	0,28	0,439231
Variância	0,004274	0,022674	Variância	0,017433	0,022674
Observações	13	13	Observações	13	13
Variância agrupada	0,013474		Variância agrupada	0,020054	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	24		gl	24	
Stat t	-4,57856		Stat t	-2,86672	
P(T<=t) uni-caudal	6,06E-05		P(T<=t) uni-caudal	0,004249	
t crítico uni-caudal	1,710882		t crítico uni-caudal	1,710882	
P(T<=t) bi-caudal	0,000121		P(T<=t) bi-caudal	0,008498	
t crítico bi-caudal	2,063898		t crítico bi-caudal	2,063898	

MC18xMC19 tempo 70 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,241429	0,298571
Variância	0,005536	0,020921
Observações	14	14
Variância agrupada	0,013229	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	26	
Stat t	-1,31448	
P(T<=t) uni-caudal	0,100081	
t crítico uni-caudal	1,705616	
P(T<=t) bi-caudal	0,200163	
t crítico bi-caudal	2,055531	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZA DAS FERRAMENTAS MC18, MC19 e MC20, $v_c = 33$ m/min, ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.35

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC18xMC19	Variável 1	Variável 2	MC18xMC20	Variável 1	Variável 2
Média	758,6111	749,4167	Média	758,6111	785,6667
Variância	942,073	1244,707	Variância	942,073	1052,286
Observações	36	36	Observações	36	36
Variância agrupada	1093,39		Variância agrupada	997,1794	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	70		gl	70	
Stat t	1,179707		Stat t	-3,63501	
P(T<=t) uni-caudal	0,121055		P(T<=t) uni-caudal	0,000263	
t crítico uni-caudal	1,666915		t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	0,242111		P(T<=t) bi-caudal	0,000527	
t crítico bi-caudal	1,994435		t crítico bi-caudal	1,994435	

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC19xMC20	Variável 1	Variável 2
Média	749,4167	785,6667
Variância	1244,707	1052,286
Observações	36	36
Variância agrupada	1148,496	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	70	
Stat t	-4,53816	
P(T<=t) uni-caudal	1,15E-05	
t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	2,29E-05	
t crítico bi-caudal	1,994435	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE CRATERA KT DAS FERRAMENTAS MC16, MC19 e MC20, $v_c = 33 \text{ m/min}$ ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.36

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC16xMC19, tempo 55 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,054545	0,045545
Variância	0,000288	0,000376
Observações	11	11
Variância agrupada	0,000332	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	20	
Stat t	1,158438	
P(T<=t) uni-caudal	0,130166	
t crítico uni-caudal	1,724718	
P(T<=t) bi-caudal	0,260332	
t crítico bi-caudal	2,085962	

MC16xMC20, tempo 55 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,054545	0,062818
Variância	0,000288	0,000284
Observações	11	11
Variância agrupada	0,000286	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	20	
Stat t	-1,14799	
P(T<=t) uni-caudal	0,13226	
t crítico uni-caudal	1,724718	
P(T<=t) bi-caudal	0,26452	
t crítico bi-caudal	2,085962	

MC19xMC20, tempo 65 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,050154	0,067154
Variância	0,00044	0,000348
Observações	13	13
Variância agrupada	0,000394	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	24	
Stat t	-2,18267	
P(T<=t) uni-caudal	0,019538	
t crítico uni-caudal	1,710882	
P(T<=t) bi-caudal	0,039077	
t crítico bi-caudal	2,063898	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZA DAS FERRAMENTAS MC16, MC19 e MC20,
v_c = 33 m/min ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.36

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC16xMC19	Variável 1	Variável 2
Média	769,5556	749,4167
Variância	1120,254	1244,707
Observações	36	36
Variância agrupada	1182,481	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	70	
Stat t	2,484705	
P(T<=t) uni-caudal	0,00768	
t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	0,01536	
t crítico bi-caudal	1,994435	

MC16xMC20	Variável 1	Variável 2
Média	769,5556	785,6667
Variância	1120,254	1052,286
Observações	36	36
Variância agrupada	1086,27	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	70	
Stat t	-2,07392	
P(T<=t) uni-caudal	0,020883	
t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	0,041767	
t crítico bi-caudal	1,994435	

ANEXO X

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS
TCO2xMC16 e TCO5xMC17 $v_c = 30$ m/min ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURAS 6.37 e 6.38

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TCO2xMC16, tempo 38,73 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,257137	0,298242
Variância	0,003229	0,002528
Observações	8	8
Variância agrupada	0,002878	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	14	
Stat t	-1,53231	
P(T<=t) uni-caudal	0,073864	
t crítico uni-caudal	1,761309	
P(T<=t) bi-caudal	0,147728	
t crítico bi-caudal	2,144789	

TCO5xMC17, tempo 56 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,339364	0,618337
Variância	0,01782	0,040302
Observações	11	12
Variância agrupada	0,029596	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	21	
Stat t	-3,88478	
P(T<=t) uni-caudal	0,000428	
t crítico uni-caudal	1,720744	
P(T<=t) bi-caudal	0,000855	
t crítico bi-caudal	2,079614	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS
TCO2xMC16 e TCO6xMC19 $v_c = 33$ m/min ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.39 E 6.41

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TCO6xMC19, tempo 75 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,365	0,496667
Variância	0,00067	0,012587
Observações	6	6
Variância agrupada	0,006628	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	10	
Stat t	-2,80114	
P(T<=t) uni-caudal	0,009379	
t crítico uni-caudal	1,812462	
P(T<=t) bi-caudal	0,018758	
t crítico bi-caudal	2,228139	

TCO2xMC16, tempo 55 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,262727	0,227273
Variância	0,002222	0,001202
Observações	11	11
Variância agrupada	0,001712	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	20	
Stat t	2,009669	
P(T<=t) uni-caudal	0,029076	
t crítico uni-caudal	1,724718	
P(T<=t) bi-caudal	0,058152	
t crítico bi-caudal	2,085962	

ESTATÍSTICA DO VALORES DE DUREZA DAS FERRAMENTAS TCO2xMC16 e
TCO6xMC19 $v_c = 33$ m/min ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.39

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TCO6xMC19	Variável 1	Variável 2
Média	802,4444	749,4167
Variância	864,8825	1244,707
Observações	36	36
Variância agrupada	1054,795	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	70	
Stat t	6,927167	
P(T<=t) uni-caudal	8,48E-10	
t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	1,7E-09	
t crítico bi-caudal	1,994435	

TCO2xMC16	Variável 1	Variável 2
Média	780,1111	769,5556
Variância	1424,102	1120,254
Observações	36	36
Variância agrupada	1272,178	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	70	
Stat t	1,255577	
P(T<=t) uni-caudal	0,106722	
t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	0,213444	
t crítico bi-caudal	1,994435	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS
TC06xMC19 $v_c = 35$ m/min ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.41

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC06xMC19, tempo 46,8 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,32784	0,449111
Variância	0,005205	0,014912
Observações	8	9
Variância agrupada	0,010382	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	15	
Stat t	-2,4494	
P(T<=t) uni-caudal	0,013537	
t crítico uni-caudal	1,753051	
P(T<=t) bi-caudal	0,027073	
t crítico bi-caudal	2,131451	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZAS DAS FERRAMENTAS TC06xMC19
 $v_c = 35$ m/min ENSAIO 2ª ETAPA – FIGURA 6.41

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC06xMC19	Variável 1	Variável 2
Média	797	764,1
Variância	798	997,4333
Observações	10	10
Variância agrupada	897,7167	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	18	
Stat t	2,455338	
P(T<=t) uni-caudal	0,012236	
t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,024472	
t crítico bi-caudal	2,100924	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS
TC06xVK2 e TC06xVK7' $v_c = 33$ m/min ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.42 e 6.44

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC06xVK2, tempo 125 min	Variável 1	Variável 2	TC06 x VK7' tempo 90 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,3628	0,4692	Média	0,3	0,362778
Variância	0,017988	0,019333	Variância	0,009059	0,004821
Observações	25	25	Observações	18	18
Variância agrupada	0,01866		Variância agrupada	0,00694	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	48		gl	34	
Stat t	-2,75384		Stat t	-2,26072	
P(T<=t) uni-caudal	0,004147		P(T<=t) uni-caudal	0,015146	
t crítico uni-caudal	1,677224		t crítico uni-caudal	1,690923	
P(T<=t) bi-caudal	0,008294		P(T<=t) bi-caudal	0,030292	
t crítico bi-caudal	2,010634		t crítico bi-caudal	2,032243	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZA DAS FERRAMENTAS TC06xVK2 e TC06xVK7', $v_c = 33 \text{ m/min}$, ENSAIO 3ª ETAPA - FIGURA 6.42 e 6.44

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

TC06xVK2	Variável 1	Variável 2	TC06xVK7'	Variável 1	Variável 2
Média	802,4444	749,3889	Média	802,4444	794,1944
Variância	864,8825	865,673	Variância	864,8825	2571,361
Observações	36	36	Observações	36	36
Variância agrupada	865,2778		Variância agrupada	1718,122	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	70		gl	70	
Stat t	7,652253		Stat t	0,844429	
P(T<=t) uni-caudal	3,99E-11		P(T<=t) uni-caudal	0,200653	
t crítico uni-caudal	1,666915		t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	7,98E-11		P(T<=t) bi-caudal	0,401306	
t crítico bi-caudal	1,994435		t crítico bi-caudal	1,994435	

ESTATÍSTICA DAS CURVAS DE DESGASTE DE FLANCO VB_N DAS FERRAMENTAS MC190xMI2' e MC19xMI3, $v_c = 33 \text{ m/min}$, ENSAIO 3ª ETAPA – FIGURA 6.46 e 6.47

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC19xMI2' tempo 65 min	Variável 1	Variável 2	MC19xMI3, tempo 50 min	Variável 1	Variável 2
Média	0,28	0,325385	Média	0,223	0,267
Variância	0,017433	0,036377	Variância	0,007179	0,001623
Observações	13	13	Observações	10	10
Variância agrupada	0,026905		Variância agrupada	0,004401	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	24		gl	18	
Stat t	-0,70542		Stat t	-1,48305	
P(T<=t) uni-caudal	0,24367		P(T<=t) uni-caudal	0,077679	
t crítico uni-caudal	1,710882		t crítico uni-caudal	1,734063	
P(T<=t) bi-caudal	0,48734		P(T<=t) bi-caudal	0,155358	
t crítico bi-caudal	2,063898		t crítico bi-caudal	2,100924	

ESTATÍSTICA DOS VALORES DE DUREZAS DAS FERRAMENTAS MC190xMI2' e MC19xMI3, $v_c = 33 \text{ m/min}$, ENSAIO 3ª ETAPA

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes

MC19xMI2'	Variável 1	Variável 2	MC19xMI3	Variável 1	Variável 2
Média	749,4167	740	Média	749,4167	757,9167
Variância	1244,707	3244,4	Variância	1244,707	1819,05
Observações	36	36	Observações	36	36
Variância agrupada	2244,554		Variância agrupada	1531,879	
Hipótese da diferença de média	0		Hipótese da diferença de média	0	
gl	70		gl	70	
Stat t	0,843274		Stat t	-0,92139	
P(T<=t) uni-caudal	0,200974		P(T<=t) uni-caudal	0,180006	
t crítico uni-caudal	1,666915		t crítico uni-caudal	1,666915	
P(T<=t) bi-caudal	0,401948		P(T<=t) bi-caudal	0,360012	
t crítico bi-caudal	1,994435		t crítico bi-caudal	1,994435	

ANEXO XI

CARACTERÍSTICAS DAS FERRAMENTAS UTILIZADAS NA PESQUISA

FERRAMENTA	TEMPERTURA DE TÊMPERA (°C)	TEMPERATURA DE REVENIMENTO (°C)
Ferramentas T15 sinterizadas adquiridas pelo IPEN		
TC01	1160	540
TC02	1160	540
TC03	1210	540
TC04	1210	540
TC05	1210	560
TC06	1210	560
Ferramentas M2 convencionais adquiridas pelo IPEN		
MC16	1160	540
MC17	1210	560
MC18	1160	540
MC19	1210	560
MC20	1210	540
MC21	1210	540
Ferramentas M2 convencionais adquiridas na ICO Comercial		
MI2'	1170	560
MI3	1170	560
Ferramentas VK-10E convencionais adquiridas na SPERAFICO & Cia Ltda.		
VK2	1180	560
VK7'	1180	560